

UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ

WALTER NIKKEL

**RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR ABRASÃO COM IMPACTO DE REVESTIMENTOS
DUROS DE Fe-WC, EM SUBSTRATOS DE AÇO AUSTEMPERADO, DEPOSITADO POR
ASPERSÃO TÉRMICA ARCO ELÉTRICO, COM E SEM TRATAMENTO TÉRMICO**

CURITIBA

2016

WALTER NIKKEL

**RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR ABRASÃO COM IMPACTO DE REVESTIMENTOS
DUROS DE Fe-WC, EM SUBSTRATOS DE AÇO AUSTEMPERADO, DEPOSITADO POR
ASPERSÃO TÉRMICA ARCO ELÉTRICO, COM E SEM TRATAMENTO TÉRMICO**

Tese apresentada como requisito parcial à obtenção do grau de Doutor em Engenharia Mecânica, área de concentração Manufatura, no programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia da Universidade Federal do Paraná.

Orientador: Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes

CURITIBA

2016

N692

Nikkel, Walter

Resistência ao desgaste por abrasão com impacto de revestimentos duros de Fe-WC, em substratos de aço austemperado, depositado por aspersão térmica arco elétrico, com e sem tratamento térmico / Walter Nikkel. – Curitiba, 2016.

148 f. : il. color. ; 30 cm.

Tese - Universidade Federal do Paraná, Setor de Tecnologia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, 2016.

Orientador: Ramón Sigifredo Cortés Paredes .

Bibliografia: p. 131 - 135.

1. Engenharia mecânica. 2. Aspersão térmica ASP. 3. Revestimentos de carboneto de tungstênio. 4. Facas de corte de base. I. Universidade Federal do Paraná. II. Cortés Paredes, Ramón Sigifredo. III. Título.

CDD: 620.16



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ
PRÓ-REITORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO
Setor TECNOLOGIA
Programa de Pós Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA
Código CAPES: 40001016040P5

TERMO DE APROVAÇÃO

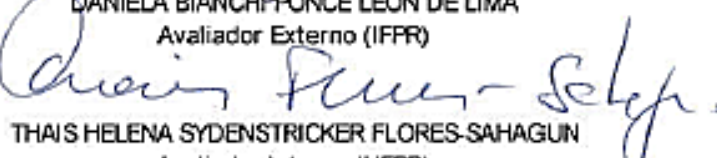
Os membros da Banca Examinadora designada pelo Colegiado do Programa de Pós-Graduação em ENGENHARIA MECÂNICA da Universidade Federal do Paraná foram convocados para realizar a arguição da Tese de Doutorado de WALTER NIKKEL, intitulada: "RESISTÊNCIA AO DESGASTE POR ABRASÃO COM IMPACTO DE REVESTIMENTOS DUROS DE Fe-WC, EM SUBSTRATO DE AÇO AUSTEMPERADO, DEPOSITADO POR ASPERSÃO TÉRMICA ARCO ELÉTRICO, COM E SEM TRATAMENTO TÉRMICO", após terem inquirido o aluno e realizado a avaliação do trabalho, são de parecer pela sua

Aprovação

Curitiba, 15 de Dezembro de 2016.


RAMON SIGIFREDO CORTES PAREDES
Presidente da Banca Examinadora (UFPR)


DANIELA BIANCHI-PONCE LEON DE LIMA
Avaliador Externo (UFPR)


THAIS HELENA SYDENSTRICKER FLORES-SAHAGUN
Avaliador Interno (UFPR)


SANDRA REGINA MASETTO ANTUNES
Avaliador Externo (UEPG)


OSSIMAR MARANHÃO
Avaliador Externo (UTFPR)

Para a minha amada esposa Gertrudes

... obrigado...

Para Marcia, Marcelo, Andréia e André

... com carinho ...

AGRADECIMENTOS

Quero agradecer primeiro ao meu Senhor Jesus Cristo por me ter concedido a oportunidade e graça de fazer este trabalho.

Para que este trabalho lograsse êxito, foram necessárias a ajuda, a participação e a compreensão de várias pessoas que estiveram ao meu lado no decorrer destes quatro anos. A essas pessoas quero manifestar os meus sinceros e profundos agradecimentos, e em especial:

Ao Prof. Dr. Ramón Sigifredo Cortés Paredes pela dedicada orientação e oportunidade de compartilhar dos seus conhecimentos e da sua amizade.

Ao aluno Pedro Bites da Costa pelo auxílio na realização dos revestimentos, caracterização e nos ensaios de desgaste.

Ao colega Gustavo Bavaresco Sucharski pelas sugestões valiosas e apoio constante.

A minha esposa Gertrudes que sempre me incentivou e teve abrir de horas preciosas comigo.

Aos meus filhos Marcelo e Marcia, à minha nora Andreia e ao meu neto André pelo apoio e incentivo.

RESUMO

No Brasil há elevada produção de combustível automotivo derivado da cana de açúcar e na colheita mecanizada são utilizadas quase que exclusivamente facas de corte comerciais sem revestimento, com pouca durabilidade. Esta situação é preocupante, principalmente porque a demanda de facas está aumentando permanentemente, pelo aumento da produção de cana de açúcar. Esta pesquisa tem como motivação investigar a viabilidade de aumentar a vida útil de facas de corte pela aplicação de revestimentos duros via o processo de aspersão térmica por arco elétrico com arame tubular. Foram preparados revestimentos em facas de acordo a planejamento experimental fatorial fracionado com nove experimentos com testes de confirmação e também realizado tratamento térmico adicional. Foi realizada uma ampla caracterização das propriedades mecânicas e microestruturais, assim como desgaste por abrasão com impacto em equipamento fabricado no âmbito desta pesquisa. Os resultados obtidos mostraram a viabilidade de melhorar a vida útil das facas através de aplicação de revestimento duro por aspersão térmica por arco elétrico e posterior tratamento térmico de caldeamento e austêmpera.

Palavras-chave: Aspersão térmica ASP. Revestimentos de carboneto de tungstênio. Abrasão com impacto. Facas de corte de base.

ABSTRACT

In Brazil there is high production of automotive fuel from sugar cane where almost only commercial blades, without hard coatings, are utilized for the mechanical harvest and therefore have short durability. This situation is concerning because the demand of blades is increasing continuously due to the increase of sugar cane production. This research has as motivation investigate the viability to increase the useful life of harvester blades through the deposition of hard coatings via electric arc thermal spray with cored wire. The coatings on blades were done according a fractional factorial experiment design with nine experiments with confirmation tests and also additional heat treatment. There was undertaken an extensive characterization of the mechanical microstructural properties as well as wear by abrasion with impact on a machine fabricated for the purpose of this research. The results demonstrate the viability of increasing the useful life of harvester blades through the application of hard coatings by electric arc thermal spray and post heat treatment of cladding and austempering.

Key-words: ASP Thermal spray. Tungsten carbide coatings. Abrasion with impact. Harvester blades.

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - CARACTERÍSTICAS DA FORMAÇÃO DA CAMADA DEPOSITADA POR ASPERSÃO TÉRMICA	22
FIGURA 2 - CLASSIFICAÇÃO DOS PROCESSOS DE ASPERSÃO TÉRMICA	23
FIGURA 3 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO BICO DA PISTOLA POR ARCO ELÉTRICO ..	25
FIGURA 4 - FOTOGRAFIA DA FUSÃO DOS DOIS ARAMES E AS PARTÍCULAS FORMADAS NA PONTA DA PISTOLA	25
FIGURA 5 - DETALHE DOS CONTORNOS DA VELOCIDADE DO GÁS NA PISTOLA	26
FIGURA 6 - ESQUEMA DE UMA INSTALAÇÃO PARA A.T. DE ARCO ELÉTRICO	26
FIGURA 7 - EQUIPAMENTO ASP ARCJET DA EUTECTIC CASTOLIN	26
FIGURA 8 - PISTOLA EUTRONIC ARC SPRAY 4 DA EUTECTIC CASTOLIN	27
FIGURA 9 - DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM DA LIGA A	29
FIGURA 10 - DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM DA LIGA B	29
FIGURA 11 - REVESTIMENTO POR ARCO ELÉTRICO DA LIGA C (ASP)	29
FIGURA 12 - PERDA DE MASSA, EM GRAMAS, VERSUS DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO PARA OS REVESTIMENTOS A, B E C, PARA CARGAS DIFERENTES	30
FIGURA 13 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS SECÇÕES TRANSVERSAIS DOS DIVERSOS TIPOS DE ARAME PARA SOLDAGEM E ASPERSÃO TÉRMICA	31
FIGURA 14 - SEÇÃO TRANSVERSAL DE ARAME PREENCHIDO	32
FIGURA 15 - ADERÊNCIA MECÂNICA	35
FIGURA 16 - FOTOS POR MICROSCÓPIO DE PARTÍCULAS ISOLADAS ASPERGIDAS. MUDANÇA DA MORFOLOGIA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DO SUBSTRATO	37
FIGURA 17 - EFEITO DA TEMPERATURA DO SUBSTRATO NA POROSIDADE DO REVESTIMENTO PRODUZIDO	38
FIGURA 18 - ADERÊNCIA DO REVESTIMENTO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DO SUBSTRATO	38
FIGURA 19 - VARIAÇÃO DA RESISTÊNCIA A CAVITAÇÃO DO REVESTIMENTO ASPERGIDO NITI, COM A VARIAÇÃO DA ENERGIA DO PROCESSO DE REFUSÃO	40
FIGURA 20 - MICROGRAFIA DA SEÇÃO TRANSVERSAL E COMPOSIÇÃO DO REVESTIMENTO A BASE DE FECSIB APÓS REFUSÃO POR LASER - MICROESTRUTURA	41
FIGURA 21 - DISTRIBUIÇÃO DAS FASES	42
FIGURA 22 - CLASSIFICAÇÃO DOS MECANISMOS DE DESGASTE	44
FIGURA 23 - SISTEMAS ONDE PODE OCORRER DESGASTE ABRASIVO	45
FIGURA 24 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE DESGASTE A “2 E 3 CORPOS”	46
FIGURA 25 - DESGASTE ABRASIVO DE BAIXA TENSÃO	46
FIGURA 26 - DESGASTE ABRASIVO DE ALTA TENSÃO	47
FIGURA 27 - DESGASTE ABRASIVO DE GOIVAGEM	47
FIGURA 28 - RELAÇÃO ENTRE MICROSULCAMENTO E MICROCORTE EM FUNÇÃO DA RAZÃO ENTRE O ÂNGULO DE ATAQUE E DE ATAQUE CRÍTICO	48

FIGURA 29 - MECANISMOS BÁSICOS DE DESGASTE ABRASIVO	49
FIGURA 30 - MICROGRAFIAS DE INTERAÇÕES ENTRE ABRASIVOS MINERAIS E SUPERFÍCIES DE AÇOS	50
FIGURA 31 - MECANISMO DE LASCAMENTO OU MICRO TRINCAMENTO	50
FIGURA 32 - EFEITO DA ORIENTAÇÃO, TAMANHO, MÓDULO DE ELASTICIDADE, DUREZA E FRAGILIDADE DA SEGUNDA FASE, NO DESGASTE ABRASIVO	51
FIGURA 33 - DESGASTE ABRASIVO COMO FUNÇÃO DA RAZÃO DE DUREZA DE PARTÍCULAS ABRASIVAS E DUREZA DO MATERIAL DESGASTADO	53
FIGURA 34 - PERDA DE MASSA VERSUS DUREZA DO REVESTIMENTO.	54
FIGURA 35 - TAXA DE EROÇÃO EM FUNÇÃO DO ÂNGULO DE ATAQUE	55
FIGURA 36 - MÁQUINA COLHEDORA DE CANA	56
FIGURA 37 - MÁQUINA COLHEDORA DE CANA (FRENTE)	56
FIGURA 38 - DISCO DE CORTE DE BASE	56
FIGURA 39 - FACA DE CORTE SEM UTILIZAÇÃO	57
FIGURA 40 - FACA DE CORTE COM DESGASTE, COM CANTO ARRENDONDADO	57
FIGURA 41 - FACA DE CORTE DE BASE REVESTIDA COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO	58
FIGURA 42 - FACA GASTA DO CORTE DE BASE REVESTIDA COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO	59
FIGURA 43 - REVESTIMENTO DURO DE FACA COM PARTÍCULAS DE CARBETO DE TUNGSTÊNIO (AMPLIAÇÃO 50 X, ATAQUE: NITAL 3%)	60
FIGURA 44 - SUBSTRATO DA FACA EVIDENCIANDO MARTENSITA REVENIDA. (AMPLIAÇÃO 400 X, ATAQUE: NITAL 3%).....	60
FIGURA 45 - REVESTIMENTO DURO DE FACA COM PARTÍCULAS DE CARBETO DE TUNGSTÊNIO, MOSTRANDO A DIFERENÇA DA DUREZA ENTRE AS PARTÍCULAS DE CARBETO DE TUNGSTÊNIO E A MATRIZ, PELA PROFUNDIDADE DE MARCAÇÃO DO DIAMANTE (AMPLIAÇÃO 400 X, ATAQUE: NITAL 3%)	61
FIGURA 46 - FIO DE CORTE DE FACA REVESTIDA ADEQUADAMENTE COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO	63
FIGURA 47 - FIO DE CORTE DE FACA REVESTIDA DE FORMA INADEQUADA COM POUCAS PARTÍCULAS DE CARBETO DE TUNGSTÊNIO E MUITOS POROS	63
FIGURA 48 - SEÇÃO TRANSVERSAL DE UM REVESTIMENTO ASPERGIDO TERMICAMENTE, MOSTRANDO A RUGOSIDADE	64
FIGURA 49 - TIPOS DE POROSIDADES EXISTENTES NAS CAMADAS ASPERGIDAS	65
FIGURA 50 - ESQUEMA DE PARTÍCULAS ASPERGIDAS FAZENDO ANALOGIA COM A TENSÃO SUPERFICIAL DE FLUIDOS	67
FIGURA 51 - EFEITO DO BORO NA TEMPERABILIDADE DO AÇO	69
FIGURA 52 - CURVATTT PARA O AÇO ABNT 5160, MOSTRANDO OS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE TÊMPERA, AUSTÊMPERA E RECOZIMENTO	72

FIGURA 53 - AMOSTRA AUSTEMPERADA DO AÇO ABNT 5160, MOSTRANDO CLARAMENTE O CRESCIMENTO DA BAINITA INFERIOR EM DIVERSAS DIREÇÕES (AUMENTO DE 2500 X)	73
FIGURA 54 - COMPARAÇÃO DA DEFORMAÇÃO VERSUS TENSÃO DO AÇO AUSTEMPERADO E TEMPERADO/REVENIDO.....	73
FIGURA 55 - COMPARAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DO AÇO AUSTEMPERADO E TEMPERADO/REVENIDO.....	74
FIGURA 56 - TAMBOR DO EQUIPAMENTO DE TESTE POR ABRASÃO COM IMPACTO CONSTRUÍDO POR FRANEK, KIRCHGASSNER E BADISCH, EM OPERAÇÃO	75
FIGURA 57 - TAMBOR DO EQUIPAMENTO DE TESTE POR ABRASÃO COM IMPACTO REFERENCIADO NO CATÁLOGO DA EUTECTIC CASTOLIN	75
FIGURA 58 - MODELO DE FACA TIPO LÂMINA NOVA SEM REVESTIMENTO.....	77
FIGURA 59 - GABARITO PARA JATEAMENTO E DEPOSIÇÃO DOS REVESTIMENTOS PARA ENSAIO DE ADERÊNCIA POR TRAÇÃO.....	81
FIGURA 60 - A) DISPOSITIVO PADRÃO DE AUTO ALINHAMENTO PARA ENSAIO DE ADERÊNCIA POR TRAÇÃO; B) TIPOS DE RUPTURA APÓS ENSAIO	82
FIGURA 61 - APARATO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO	82
FIGURA 62 - ESQUEMA DO PROCEDIMENTO DE DEPOSIÇÃO DOS REVESTIMENTOS MOVIMENTOS E CAMADAS QUE CONSTITUEM UM PASSE DE ASPERSÃO TÉRMICA	84
FIGURA 63 - IMAGEM DA REALIZAÇÃO DA ASPERSÃO PELO PROCESSO DE ASPERSÃO POR ARCO ELÉTRICO.....	84
FIGURA 64 - IMAGEM DO RUGOSIMETRO E PROCEDIMENTO DE MEDIÇÃO	86
FIGURA 65 - A) IMAGEM DA UNIÃO DOS TARUGOS E B) IMAGEM DA MÁQUINA DE TRAÇÃO .	87
FIGURA 66 - A) DESENHO ESQUEMÁTICO DAS IDENTIFICAÇÕES E B) EQUIPAMENTO DE MEDIÇÃO DE MICRODUREZA	88
FIGURA 67 - EQUIPAMENTO DE TESTE POR “ABRASÃO COM IMPACTO” CONSTRUÍDO PELO AUTOR DESTE TRABALHO, PARA TESTE DE DESGASTE COM IMPACTO BASEADO EM FRANEK ET AL.(2009).....	90
FIGURA 68 - PARTÍCULAS DE PEDRA BRITADA UTILIZADAS NA ABRASÃO COM IMPACTO	91
FIGURA 69 - PROCESSO DE CALDEAMENTO COM CHAMA OXIACETILÊNICA	93
FIGURA 70 - TESTE 1: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	97
FIGURA 71 - TESTE 2: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	98
FIGURA 72 - TESTE 3: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	98

FIGURA 73 - TESTE 4: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	99
FIGURA 74 - TESTE 5: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	99
FIGURA 75 - TESTE 6: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	100
FIGURA 76 - TESTE 7: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	100
FIGURA 77 - TESTE 8: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	101
FIGURA 78 - TESTE 9: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	101
FIGURA 79 - EXEMPLO DE MEDIÇÃO DE POROSIDADE E TEOR DE ÓXIDOS PELA TÉCNICA DE ANÁLISE DE IMAGENS. EM A) IMAGEM DE MEV-BSE; EM B) MESMA REGIÃO DE A) APÓS DEFINIÇÃO E COLORAÇÃO DOS MICROCONSTITUINTES.....	102
FIGURA 80 - MÉDIAS DE POROSIDADE PERCENTUAL DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI ...	103
FIGURA 81 - GRÁFICO DE EFEITOS PRINCIPAIS DOS FATORES SOBRE A POROSIDADE PERCENTUAL.....	104
FIGURA 82 - MÉDIAS DE TEOR DE ÓXIDOS DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI	106
FIGURA 83 - GRÁFICO DE EFEITOS PRINCIPAIS DOS FATORES SOBRE O TEOR DE ÓXIDOS	107
FIGURA 84 - RUPTURA DO CORPO DE PROVA NO ENSAIO DE TRAÇÃO PARA ADERÊNCIA ..	108
FIGURA 85 - MÉDIAS DOS RESULTADOS DE ADERÊNCIA DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI	109
FIGURA 86 - GRÁFICO DE EFEITOS PRINCIPAIS DOS FATORES SOBRE A ADERÊNCIA	110
FIGURA 87 - MÉDIAS DOS RESULTADOS DE DESGASTE DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI	112
FIGURA 88 - GRÁFICO DE EFEITOS PRINCIPAIS DOS FATORES SOBRE O DESGASTE	113
FIGURA 89 - MEDIÇÃO DO TEOR DE WC POR ANÁLISE DE IMAGEM, TESTE 9.....	115
FIGURA 90 - MEDIÇÃO DO TEOR DE WC POR ANÁLISE DE IMAGEM, TESTE 13	116
FIGURA 91 - RESULTADOS DE TEOR PERCENTUAL DE WC PARA TODOS OS TESTES	116
FIGURA 92 - RELAÇÃO ENTRE PERDA DE MASSA E TEOR DE WC	117
FIGURA 93 - MEDIÇÃO DO TEOR DE WC POR ANÁLISE DE IMAGEM, TESTE 8.....	117

FIGURA 94 - FACA SEM REVESTIMENTO APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS	118
FIGURA 95 - TESTE 4 APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS.....	118
FIGURA 96 - TESTE 9 APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS.....	119
FIGURA 97 - TESTE DE CONFIRMAÇÃO (DADOS TAGUCHI) APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS	119
FIGURA 98 - TESTE 13 APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS.....	120
FIGURA 99 - TESTE 13 CALDEADO APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO DE BAIXO ÂNGULO, EM A) APÓS 5 MINUTOS E EM B) APÓS 30 MINUTOS.....	121
FIGURA 100 - MORFOLOGIA DO REVESTIMENTO DO TESTE 13, EM A) NA CONDIÇÃO DE COMO ASPERGIDO E EM B) APÓS CALDEAMENTO	121
FIGURA 101 - TESTE 13 CALDEADO: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM A) IMAGEM POR MEV-BSE, EM B) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (FE, W E O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE A).....	122
FIGURA 102 - DETALHES DA MORFOLOGIA DO REVESTIMENTO DO TESTE 13 CALDEADO	122
FIGURA 103 - MORFOLOGIA DA INTERFACE REVESTIMENTO/SUBSTRATO	123
FIGURA 104 - ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR EDS EM LINHA REGIÃO DE INTERFACE REVESTIMENTO/SUBSTRATO DO TESTE 13 CALDEADO	124
FIGURA 105 - ANÁLISE DE POR EDS EM LINHA NA REGIÃO COM CARBONETO DE TUNGSTÊNIO NA INTERFACE REVESTIMENTO/SUBSTRATO DO TESTE 13 CALDEADO	125
FIGURA 106 - RESULTADOS E POSIÇÕES DAS INDENTAÇÕES DE MICRODUREZA NO TESTE 13 CALDEADO	126
FIGURA 107 - RESULTADOS DAS ANÁLISES DE ÁREA DESGASTADA NO ENSAIO DE DESGASTE COM IMPACTO DE BAIXO ÂNGULO	127
FIGURA 108 - RESULTADOS DE MICRODUREZA VICKERS DOS SUBSTRATOS DOS AÇOS 10B38 E AISI 5160	128
FIGURA 109 - ESPECTROS DE EDS DOS REVESTIMENTOS DOS TESTES 1 À 9.	139
FIGURA 110 - ESPECTROS DE EDS DAS MICRO REGIÕES PRESENTES NO TESTE 9.	143
FIGURA 111 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS POSIÇÕES EM ÂNGULO DAS FACAS	146
FIGURA 112 - DETALHES DE POSICIONAMENTO DAS FACAS NOS ÂNGULOS DE 30° E 45° ...	146
FIGURA 113 - FACAS APÓS TESTE DE DESGASTE COM ÂNGULOS DE 0°, 30° E 45°	147

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - CARACTERÍSTICAS DOS PROCESSOS DE ASPERSÃO TÉRMICA	23
TABELA 2 - MICRODUREZA DO REVESTIMENTO MEDIDO 0,1 MM ABAIXO DA SUPERFÍCIE, USANDO CARGA DE 300 GF	28
TABELA 3 - RESULTADOS DO DESGASTE POR ABRASÃO DOS TRÊS REVESTIMENTOS ESTUDADOS	28
TABELA 4 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM MASSA) DO PÓ PARA A MATRIZ A BASE DE FECRSIB	41
TABELA 5 - RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE TRAÇÃO DO AÇO ABNT 4160 AUSTEMPERADO E TEMPERADO/REVENIDO	74
TABELA 6 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS SUBSTRATOS (FACAS) UTILIZADOS	77
TABELA 7 - DUREZA E APLICAÇÃO DO ARAME DURUM OA BR.....	78
TABELA 8 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO ARAME PARA REVESTIMENTO	79
TABELA 9 - PLANEJAMENTO GENÉRICO, FATORES E NÍVEIS.....	79
TABELA 10 - ARRANJO ORTOGONAL L9 DE TAGUCHI.....	80
TABELA 11 - PARÂMETROS UTILIZADOS NO JATEAMENTO DA SUPERFÍCIE	81
TABELA 12 - PARAMETROS E NIVEIS UTILIZADOS NA ASPERSÃO TÉRMICA	83
TABELA 13 - PARÂMETROS UTILIZADOS PARA A ASPERSÃO SEGUNDO METODOLOGIA TAGUCHI – L9.....	86
TABELA 14 - PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO PARA ESTUDO DA QUANTIFICAÇÃO DE WC.....	92
TABELA 15 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO 5160	94
TABELA 16 - MÉDIA E DESVIO PADRÃO DOS RESULTADOS DE POROSIDADE DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI	102
TABELA 17 - RANQUE DE INFLUÊNCIA DOS FATORES PARA A POROSIDADE MÉDIA, CONDIÇÃO ‘MENOR MELHOR’	103
TABELA 18 - TESTE DE COMPARAÇÃO DE MÉDIAS PELO MÉTODO DE TUKEY PARA PERCENTUAL DE POROSIDADE	104
TABELA 19 - MÉDIA E DESVIO PADRÃO DOS RESULTADOS DE TEOR DE ÓXIDOS DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI	105
TABELA 20 - RANQUE DE INFLUÊNCIA DOS FATORES PARA A TEOR DE ÓXIDOS, CONDIÇÃO ‘MENOR MELHOR’	106
TABELA 21 - TESTE DE COMPARAÇÃO DE MÉDIAS PELO MÉTODO DE TUKEY PARA TEOR DE ÓXIDOS	107
TABELA 22 - MÉDIA E DESVIO PADRÃO DOS RESULTADOS DE ADÊRENCIA DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI	108
TABELA 23 - RANQUE DE INFLUÊNCIA DOS FATORES PARA A ADERÊNCIA, CONDIÇÃO ‘MAIOR MELHOR’	109
TABELA 24 - TESTE DE COMPARAÇÃO DE MÉDIAS PELO MÉTODO DE TUKEY PARA ADERÊNCIA.....	110

TABELA 25 - MÉDIA E DESVIO PADRÃO DOS RESULTADOS DE DESGASTE DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI	111
TABELA 26 - RANQUE DE INFLUÊNCIA DOS FATORES PARA O DESGASTE, CONDIÇÃO 'MENOR MELHOR'	112
TABELA 27 - TESTE DE COMPARAÇÃO DE MÉDIAS PELO MÉTODO DE TUKEY PARA O DESGASTE	113
TABELA 28 - RESUMO DOS RESULTADOS DAS ANÁLISES DE PARAMETROS	114
TABELA 29 - ANÁLISES DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR EDS DA REGIÃO DE INTERFACE REVESTIMENTO/SUBSTRATO DO TESTE 13 CALDEADO	123
TABELA 30 - RUGOSIDADE DOS SUBSTRATO	137
TABELA 31 - RESULTADOS DO TESTE DE TRAÇÃO	138

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AS	- Arc Spray (Aspersão por Arco elétrico)
ASP	- Arc Spray Process (Processo de Aspersão por Arco elétrico)
AT	- Aspersão Térmica
CS	- Cold Spray
EDS	- Energy-dispersive X-ray spectroscopy (<i>EDS</i> , <i>EDX</i> ou <i>XEDS</i>)
FS	- Flame Spray
HVCW	- High Velocity Combustion Wire
HVOF	- High Velocity Oxi-Fuel
MEV-BSE	- Microscópio Eletrônico de Varredura - Back Scattered Electrons (Elétrons Retro Espalhados)
MMC	- Metal Matrix Composites (Compósitos de Matriz Metálica)
SMAW	- Shielded Metal ArcWelding (Soldagem com eletrodo revestido)
TBC	- Thermal Barrier Coatings (Revestimento de Barreira Térmica)
WSC	- Wolfram Schmelzcarbid (Carbeto de tungstênio fundido)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	18
1.1	JUSTIFICATIVA	19
1.2	HIPÓTESE	20
1.3	OBJETIVOS	20
1.3.1	Objetivo geral	20
1.3.2	Objetivos específicos	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	21
2.1	ASPERSÃO TÉRMICA	21
2.1.1	Aspersão Térmica por Arco Elétrico (ASP)	24
2.1.2	Comparação do revestimento duro depositado por ASP com revestimentos por soldagem.....	27
2.1.3	Arames para depositar por aspersão por arco elétrico	31
2.1.4	Preparação da superfície para deposição por aspersão térmica	33
2.2	DESGASTE.....	42
2.2.1	Definição e classificações	43
2.2.2	Desgaste abrasivo	44
2.2.3	Mecanismos de desgaste abrasivo	48
2.2.4	Efeito da microestrutura no desgaste abrasivo	51
2.2.5	Efeito da dureza no desgaste abrasivo	52
2.2.6	Efeito do ângulo de ataque no desgaste abrasivo	54
2.3	DESGASTE DAS FACAS DO CORTE DE BASE DAS COLHEDORAS DE CANA.....	55
2.3.1	Máquina colhedora de cana	55
2.3.2	Desgaste de facas de corte de base de colhedoras de cana	57
2.3.3	Revestimento duro para facas utilizadas na agricultura	61
2.4	CARACTERÍSTICAS E PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS	63
2.4.1	Aderência	63
2.4.2	Porosidade.....	65
2.4.3	Microestrutura	68
2.5	REVESTIMENTOS COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO POR ASP	68
2.6	AÇO BORO PARA FACAS DE CORTE NA AGRICULTURA	69
2.6.1	Características do aço boro	69

2.7	TRATAMENTO TÉRMICO DO AÇO PARA FACAS DE CORTE NA AGRICULTURA	71
2.7.1	Processo de austêmpera do aço	71
2.7.2	Propriedades do aço austemperado	73
2.8	TESTE POR ABRASÃO COM IMPACTO	75
3	MATERIAIS E MÉTODOS	77
3.1	MATERIAIS E PROCEDIMENTOS	77
3.1.1	Material do Substrato	77
3.1.2	Materiais do Revestimento	78
3.2	METODOLOGIA EXPERIMENTAL	79
3.3	ATIVIDADES EXPERIMENTAIS	80
3.3.1	Preparação da superfície para aspersão	80
3.4	ASPERSÃO TÉRMICA	83
3.4.1	Aspersão térmica a arco, ASP das facas de corte.	83
3.5	PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	85
3.6	CARACTERIZAÇÃO	91
3.6.1	Medição da rugosidade dos substratos	86
3.6.2	Medição da Espessura dos revestimentos.	87
3.6.3	Medição da aderência por tração	87
3.6.4	Medição da dureza	87
3.6.5	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	89
3.7	TESTE POR ABRASÃO COM IMPACTO	89
3.7.1	Testes realizados no “Equipamento de teste por abrasão com impacto”.	90
3.7.2	Quantificação de carbonetos de tungstênio (WC) na microestrutura	91
3.8	TESTES DE CALDEAMENTO	92
3.9	TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTEMPERA	94
4	RESULTADOS	96
4.1	ANÁLISE DE PARAMETROS	96
4.1.1	Morfologia	96
4.1.2	Porosidade	102
4.1.3	Teor de óxidos	105
4.1.4	Aderência por tração	108
4.1.5	Ensaio de desgaste por abrasão com impacto	111
4.1.6	Teor percentual de carbonetos de tungstênio (WC)	114

4.2	TESTES DE DESGASTE POR ABRASÃO DE BAIXO ÂNGULO.	118
5	CONCLUSÕES	129
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	130
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	131
	ANEXO I: ARAME DE REVESTIMENTO UTILIZADO	136
	ANEXO II: RESULTADOS DE RUGOSIDADE	137
	ANEXO III: TENSÃO DE RUPTURA	138
	ANEXO IV: CARACTERIZAÇÕES GERAL DE COMP. QUÍMICA POR EDS	139
	ANEXO V: CARACTERIZAÇÕES PONTUAL DE COMPOSIÇÃO POR EDS	143
	ANEXO VI: ENSAIO DE ABRASÃO NOS ÂNGULOS DE 30° e 45°	146

1 INTRODUÇÃO

A colheita de cana de açúcar mecanizada é uma atividade expressiva no Brasil com significativo índice de crescimento, segundo Lima (2008). A colhedora corta os colmos da cana de açúcar rente ao chão pelo sistema chamado de corte de base. A condição de abrasividade, devido à presença da terra, com partículas de areia na área de corte, causa desgaste expressivo nos gumes de corte das lâminas sem revestimento duro.

Este trabalho consiste em desenvolver e aperfeiçoar o processo de revestimentos duros em lâminas do corte de base de colhedoras de cana através da tecnologia de aspersão térmica, com fonte de energia elétrica, utilizando o processo denominado arco elétrico e com a aplicação de arame comercial à base de ferro, preenchido com partículas de carbeto de tungstênio.

A aspersão térmica foi inicialmente utilizada na proteção de superfícies contra a corrosão e geralmente o zinco (Zn) aplicado como material pulverizado. Porém qualquer material que não se decompõe quando fundido pode ser utilizado como revestimento. Segundo Paredes (2012), aconteceu uma evolução quanto aos materiais aplicados e nos processos de aspersão. O uso dessa tecnologia passou a ser difundido e novos materiais começaram a ser utilizados, tais como aços inoxidáveis, ligas níquel-alumínio (NiAl), alumínio (Al), zinco-alumínio (ZnAl), carbetos, materiais cerâmicos, entre outros.

Com a capacidade de aplicação de uma gama considerável de materiais, diversas indústrias utilizam essa técnica para a fabricação e recuperação de componentes. A aplicação de revestimentos protetores em substratos tem o objetivo de diminuir a taxa de desgaste e aumentar a resistência à corrosão dos materiais e também podem ser utilizadas em peças que necessitam de isolamento térmico, isolamento elétrico e compatibilidade biológica (LIMA, 2009).

Diversos tipos de peças podem ser recuperadas através da aspersão térmica, e a escolha do tipo de processo depende do reparo que se deseja obter. As aplicações têm maior peso na indústria metalúrgica, porém com o avanço tecnológico os processos estão sendo utilizados também em outras áreas como: indústria aeroespacial, papel e celulose (LIMA 2009).

O processo de aspersão térmica é um método bem estabelecido, combina as etapas de fusão total ou parcial, rápido resfriamento, e de aderência ao substrato em um único passo. A formação do revestimento, é um processo que produz finas microestruturas com características geralmente de escala micrométrica, diferente daquelas observadas nos materiais convencionais (PAREDES, 2012).

O objetivo desta pesquisa foi aperfeiçoar os processos de deposição de revestimentos duros por aspersão térmica por arco elétrico (ASP), visando o aumento da resistência por abrasão com impacto.

O benefício científico foi o estudo dos mecanismos que atuam na deposição de revestimentos e sua relação com os parâmetros do processo de ASP que participam das características da microestrutura e da morfologia das camadas depositadas bem como sua aderência ao substrato de aço austemperado.

Tecnologicamente, o incremento na produtividade da máquina colhedora é um benefício gerado pela redução de paradas para a troca de facas. A diminuição de consumo de aço usado na fabricação das facas é outro benefício tecnológico, devido à maior durabilidade das peças e a consequente menor necessidade de substituição.

Outro benefício será a melhoria da qualidade de corte dos colmos de cana de açúcar, pelo gume de corte mantendo-se afiado por mais tempo, evitando-se o abalo à soqueira da planta de cana para proporcionar uma rebrota melhor.

1.1 JUSTIFICATIVA

Existe pouca pesquisa no Brasil na área de revestimento duro para facas de colhedora de cana de açúcar, sobretudo através de aspersão térmica por arco elétrico, para a melhoria da durabilidade e qualidade do corte de base, e, consequentemente, o aumento da produtividade destas máquinas colhedoras. A colheita mecanizada da cana de açúcar tem importância expressiva na economia brasileira.

O autor deste trabalho entende que é importante aumentar a durabilidade das facas para corte de base (corte dos colmos de cana de açúcar) de colhedoras de cana de açúcar para aumentar a produtividade, reduzir o consumo de aço (as facas serão substituídas com menos frequência) e melhorar a qualidade de corte para uma rebrota melhor (o canavial deve rebrotar até 5 vezes antes de ser reformado).

A aspersão térmica por arco elétrico é um processo econômico de alta produtividade que pode proporcionar uma economia significativa na colheita de cana de açúcar.

1.2 HIPÓTESE

Viabilizar e otimizar o processo de deposição de revestimentos duros por aspersão térmica por arco elétrico (ASP), visando o aumento da resistência por abrasão com impacto em faca de corte de cana de aço austemperado.

1.3 OBJETIVOS

1.3.1 Objetivo geral

Determinar a viabilidade de aplicação de liga ferrosa com carboneto de tungstênio pelo processo de aspersão térmica a arco elétrico (ASP), considerando o desgaste por abrasão com impacto com e sem tratamento térmico.

1.3.2 Objetivos específicos

Determinar a melhor condição de aspersão, utilizando o planejamento experimento de Taguchi, alterando parâmetros de processo tais como corrente, distância de aspersão, pressão do ar comprimido e temperatura de pré-aquecimento do substrato, para produzir um revestimento com as melhores características de morfologia e distribuição de WC.

Caracterizar os revestimentos quanto à aderência, porosidade, inclusões, dureza e microestrutura.

Comparar o desempenho, em relação ao desgaste abrasivo com impacto, do revestimento de liga ferrosa com carboneto de tungstênio em relação ao aço austemperado sem revestimento.

Verificar o efeito do reaquecimento (caldeamento) após o processo de aspersão na microestrutura do revestimento e na aderência entre revestimento e substrato.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 ASPERSÃO TÉRMICA

Aspersão térmica, segundo Maranhão (2006), é o termo utilizado para a tecnologia que utiliza diversos processos para a deposição de revestimentos metálicos ou não metálicos em diferentes tipos de substratos, desde aços e outros metais, até materiais poliméricos.

Os processos que compõem a aspersão térmica podem ser descritos na sequência, de acordo com Maranhão (2006):

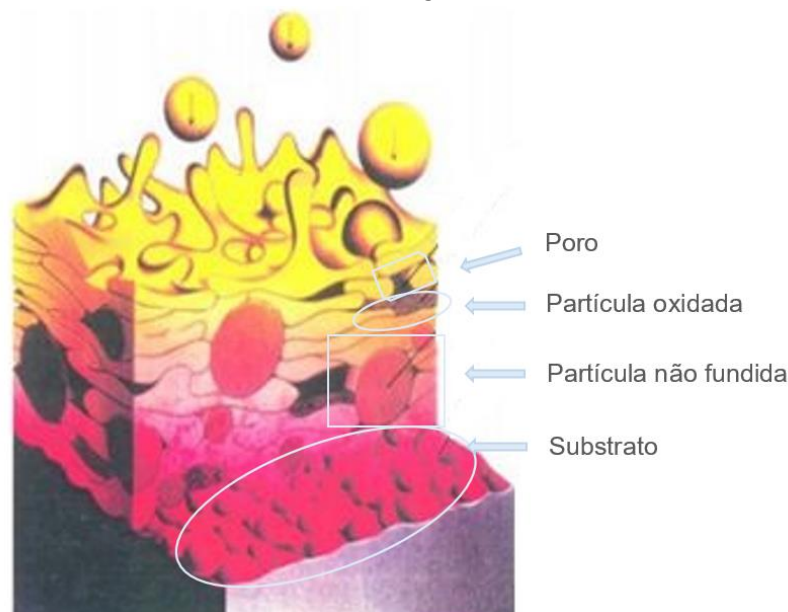
- O material a ser aplicado como revestimento é fundido por uma fonte de calor química ou elétrica, no formato de pó e arame.
- Este material é impulsionado em direção ao substrato, por ar comprimido ou por outros gases, sendo o material a ser revestido preparado quanto aos requisitos de limpeza, rugosidade e aquecimento.
- As partículas aspergidas aderem ao substrato, e pela sobreposição formam camadas de estrutura lamelar com óxidos e poros.

A ligação da camada revestida ao substrato dá-se por mecanismos de natureza mecânica, químico-metalúrgica ou física, de acordo com a temperatura da fonte de calor, que depende da velocidade imposta às partículas aspergidas. (MARANHÃO, 2006).

Paredes (2012) considera a aspersão térmica como a tecnologia composta de processos múltiplos, dirigida para a proteção de superfícies contra o desgaste ou corrosão, pela deposição de materiais na forma de pó ou arames, formando revestimentos. A velocidade e a temperatura das partículas são fatores controladores no comportamento do seu impacto com o substrato, em relação à microestrutura da camada e das propriedades da camada resultante.

Segundo Rupprecht (2009) a aspersão térmica, "*thermal spray*", é a tecnologia com vários processos, nos quais partículas aspergidas em condição fundida ou parcialmente fundida são depositadas sobre a superfície de um substrato preparado, formando um depósito para revestir superfícies. As partículas deformam, resfriam-se e aderem à superfície, originando uma camada de estrutura típica lamelar, diferente de qualquer outra forma metalúrgica como observado na Figura 1.

FIGURA 1 - CARACTERÍSTICAS DA FORMAÇÃO DA CAMADA DEPOSITADA POR ASPERSÃO TÉRMICA



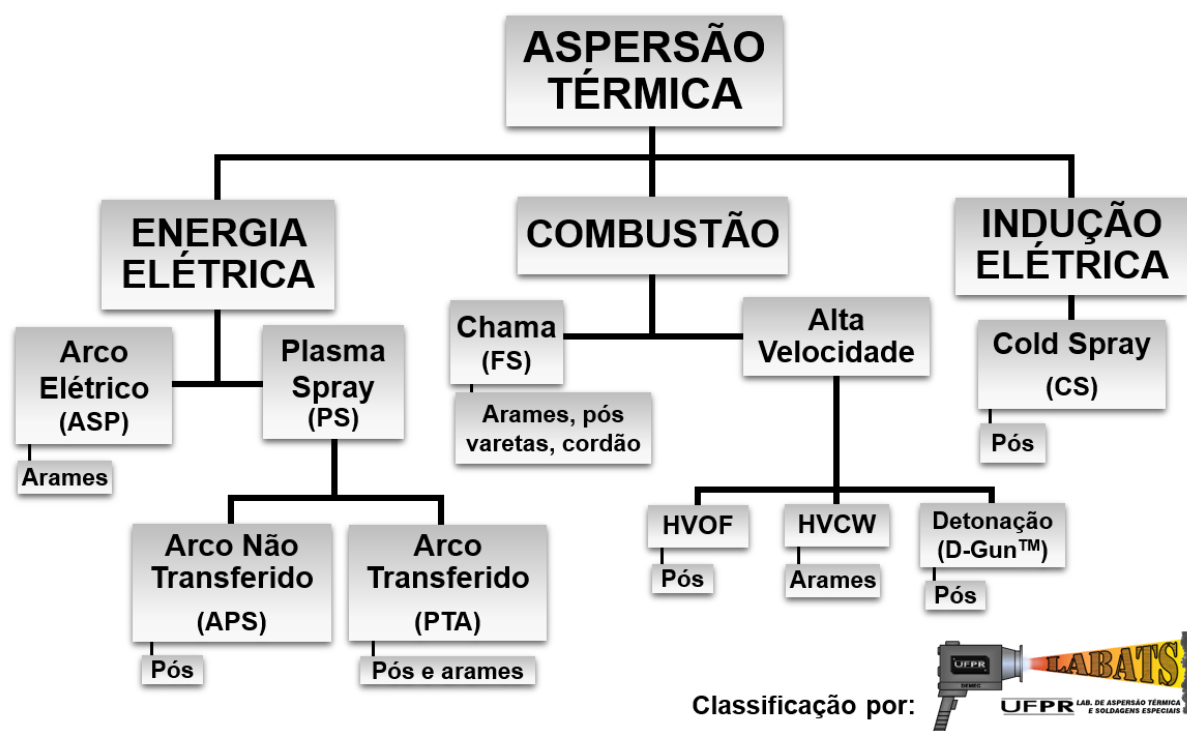
FONTE: RUPPRECHT (2009).

Para estabelecer a correlação entre a qualidade da camada e os parâmetros do processo é importante desenvolver um bom entendimento dos princípios fundamentais que governam o resfriamento, a nucleação, e a solidificação em condição de metaestabilidade e formação de microestrutura.

As camadas de aspersão térmica são formadas por sucessivos impactos permitindo a aderência e a coesão entre as panquecas, partículas fundidas e solidificadas individualmente. Dependendo das condições do procedimento empregado durante o processo de aspersão, depósitos são produzidos com uma variedade de microestruturas e propriedades (PAREDES, 2012).

São vários os processos utilizados para a deposição de revestimentos por aspersão térmica, como por exemplo, aspersão a chama convencional (*Flame Spray - FS*), aspersão por arco elétrico (*Arc Spray Process- ASP*), Aspersão a chama supersônica (*High Velocity Oxygen Fuel – HVOF*), aspersão por detonação (*Detonation Gun – D Gun*), aspersão a plasma (*Atmosferic Plasma Spraying – APS*) e aspersão a frio (*Cold Spraying – CS*). Os processos de aspersão térmica são classificados de acordo com a fonte de calor utilizada para fundir o material a ser aplicado sobre o substrato, podendo ser gerado através de combustão de gases, através de energia elétrica ou através de indução elétrica, como ilustrado na Figura 2.

FIGURA 2 - CLASSIFICAÇÃO DOS PROCESSOS DE ASPERSÃO TÉRMICA



FONTE: Adaptado de SUCHARSKI (2012).

A Tabela 1 detalha as propriedades de temperatura, velocidade das partículas e produção horária dos processos mais comuns. O material utilizado é utilizado para revestimentos duros com carbeto de tungstênio e é fornecido pela Durum, fabricante de materiais para aspersão térmica,

TABELA 1 - CARACTERÍSTICAS DOS PROCESSOS DE ASPERSÃO TÉRMICA

Processo	Aspersão por arco elétrico	Aspersão de pó por chama	Aspersão por plasma	Aspersão HVOF
Temperatura	4.000 °C	Máximo 3.160 °C	Ate 20.000 °C	Máximo 3.160 °C
Velocidade das partículas	até 150 m/s	até 50 m/s	até 450 m/s	até 550 m/s
Produção	8-20 kg/h	3-6 kg/h	4-8 kg/h	4-8 kg/h
Material utilizado	Base Ni ou Fe + 50% WSC	NiCrBSi com 20-80% WSC	NiCrBSi com 30-60% WSC	WC-Co-(Cr)

FONTE: Durum (2015).

Para a seleção do processo de deposição e do material devem ser conhecidas as propriedades da superfície que a peça deve ter em função do tipo de desgaste ou corrosão presente. Dependendo da aplicação, além da escolha adequada dos

materiais e dos processos, devem-se produzir camadas aspergidas com alto grau de aderência e com baixa porosidade, para obter bons resultados. (PAREDES, 2012).

Neste trabalho, foram desenvolvidos revestimentos não porosos e com alta adesão ao substrato, utilizando o processo a arco elétrico (ASP), por apresentar várias vantagens técnicas e econômicas, como descrito a seguir.

2.1.1 Aspersão Térmica por Arco Elétrico (ASP)

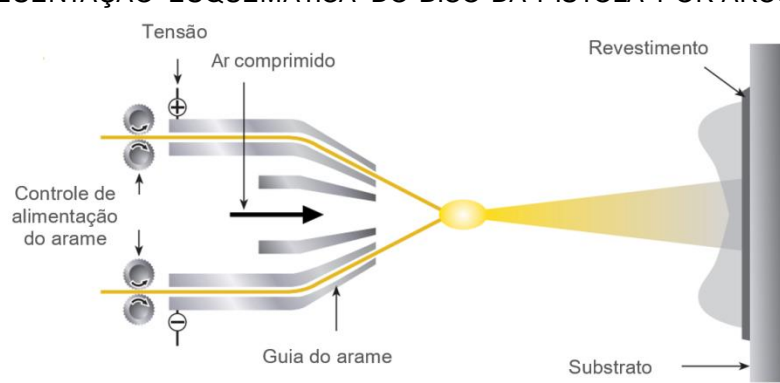
A aspersão térmica por arco elétrico é o processo que utiliza um arco elétrico como fonte de calor para fundir o arame de deposição. Este arco é obtido por diferença de potencial no bico de uma pistola a qual chegam dois arames do material de deposição. Um forte jato de gás de arraste, geralmente ar comprimido, é dirigido ao arco elétrico na região onde o material se funde, atomizando-o e projetando-o contra o substrato (PAREDES, 2012).

O processo a arco elétrico tradicionalmente é utilizado para proteger superfícies contra a corrosão e o desgaste. Mesmo com a existência de muitos parâmetros no processo, que podem afetar a estrutura e as propriedades dos revestimentos, há poucos estudos detalhados sobre a interação entre os parâmetros, o arco e as características dos revestimentos (PAREDES, 2012).

Conforme Wilden et al. (2000), há atualmente novo interesse no processo de aspersão por arco elétrico, por ser um processo econômico. Enquanto trabalhos anteriores focavam no desenvolvimento de processos de HVOF, atualmente a ASP tem novamente apresentado relevância devido ao potencial de reduzir custos de revestimentos, principalmente por sua elevada produtividade (deposição maior que 7 Kg/h).

Para se compreender como ocorre o processo de formação da liga em um revestimento aspergido é apresentado na Figura 3, um modelo para o processo de fusão do arame por arco elétrico, formação da liga e projeção das partículas, até o momento do impacto destas contra a superfície do substrato.

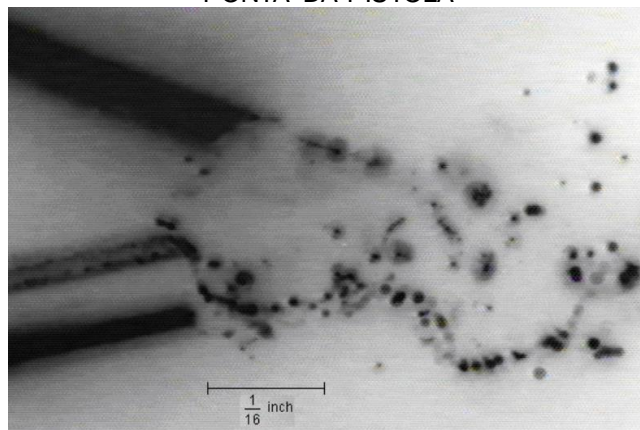
FIGURA 3 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DO BICO DA PISTOLA POR ARCO ELÉTRICO



FONTE: OERLIKON (2014).

A Figura 4 mostra uma fotografia da fusão dos dois arames e as partículas formadas na ponta da pistola. Logo após a atomização primária, as partículas destacadas decompõem-se em partículas menores, denominada de atomização secundária. Estas partículas voadoras são uma mistura de partículas anódicas e catódicas (ABKENAR, 2007).

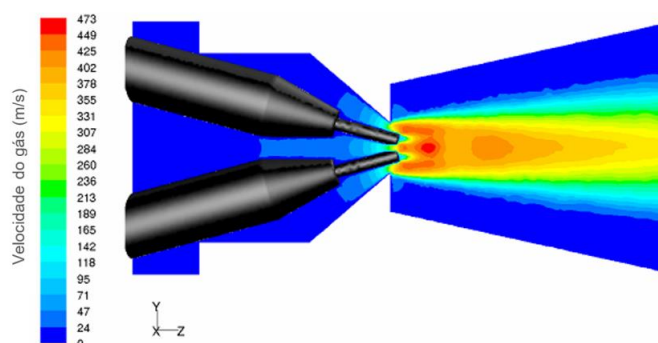
FIGURA 4 - FOTOGRAFIA DA FUSÃO DOS DOIS ARAMES E AS PARTÍCULAS FORMADAS NA PONTA DA PISTOLA



FONTE: ABKENAR (2007).

A Figura 5 mostra o perfil dos contornos de velocidade do gás na pistola ValuArc 200, da empresa Sulzer Metco com fluxo de massa de 25.3 g/s. Pela figura é possível observar velocidades de até 473 m/s.

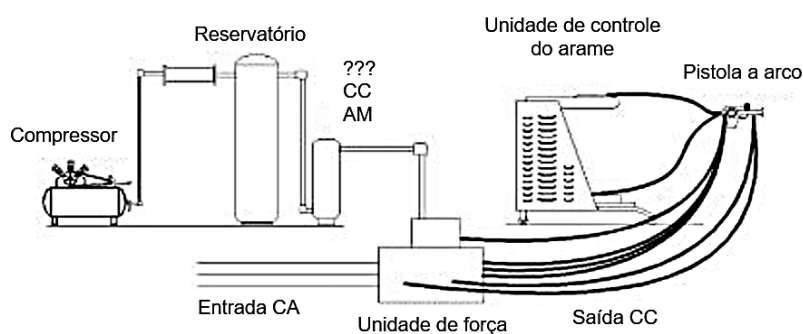
FIGURA 5 - DETALHE DOS CONTORNOS DA VELOCIDADE DO GÁS NA PISTOLA



FONTE: ABKENAR (2007).

A Figura 6 mostra a instalação completa do sistema de aspersão térmica por arco elétrico com a entrada da energia elétrica e a instalação do suprimento de ar comprimido.

FIGURA 6 - ESQUEMA DE UMA INSTALAÇÃO PARA A.T. DE ARCO ELÉTRICO



FONTE: PAREDES (2012).

A Figura 7 mostra a instalação comercial, tipo Arcjet da empresa Eutectic Castolin, exibindo os componentes do equipamento ASP.

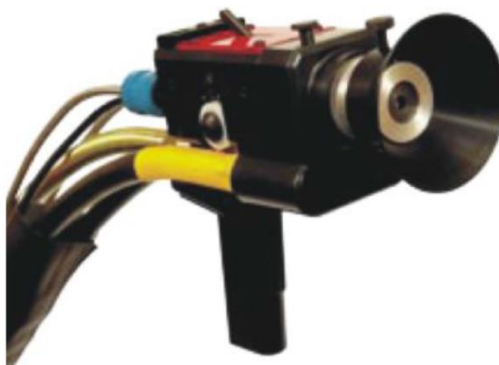
FIGURA 7 - EQUIPAMENTO ASP ARCJET DA EUTECTIC CASTOLIN



Fonte: EUTECTIC CASTOLIN (2015).

A Figura 8 mostra a pistola EutronicArc Spray 4 da Eutectic Castolin (2015), projetada e desenvolvida para reduzir a fadiga do operador e produzir revestimentos de alta e reproduzível qualidade. Estes objetivos foram atingidos pela combinação da cabeça de aspersão CG (cabeça de geometria constante), condutores resfriados, e o acionamento flexível patenteado que proporciona menor peso e melhor equilíbrio para toda a unidade.

FIGURA 8 - PISTOLA EUTRONIC ARC SPRAY 4 DA EUTECTIC CASTOLIN



Fonte: EUTECTIC CASTOLIN (2015).

2.1.2 Comparação do revestimento duro depositado por ASP com revestimentos por soldagem

Buchanan et al. (2008), fizeram um trabalho comparando a resistência à abrasão de revestimento duro por aspersão a arco elétrico (ASP) com o processo de revestimentos por soldagem em rolos para esmagamento de cana de açúcar.

O experimento consistiu em revestir corpos de prova cilíndricos de ferro fundido cinzento, com diâmetro de 90 mm e espessura de 20 mm, pelo processo *SMAW* (*Shielded Metal Arc Welding*) com 2 eletrodos comerciais utilizados para esta finalidade, com mais de 20% de elementos de liga, sobretudo o cromo, e comparar com outro revestimento da liga com composição Fe-26Cr-3B-1Mn-0.3C (% em peso) depositada por aspersão térmica por arco elétrico ASP.

Os corpos de prova foram testados numa máquina de teste de desgaste tipo bloco sobre anel (*block-on-ring wear test machine*). Nesse equipamento, o corpo de prova, em forma de disco revestido na circunferência, gira em cima de uma placa do bagaço de cana de açúcar, por onde passa um fluxo de areia abrasiva.

Os revestimentos proporcionaram as durezas contidas na Tabela 2 e os resultados do teste de desgaste se encontram na Tabela 3

TABELA 2 - MICRODUREZA DO REVESTIMENTO MEDIDO 0,1 mm ABAIXO DA SUPERFÍCIE, USANDO CARGA DE 300 gF

Revestimento (Liga)	Faixa de microdureza (Vickers)	Dureza média (Vickers)
A (SMAW 1)	748-925	824
B (SMAW 2)	616-1247	729
C (ASP)	584-862	682

FONTE: BUCHANAN et al. (2008).

TABELA 3 - RESULTADOS DO DESGASTE POR ABRASÃO DOS TRÊS REVESTIMENTOS ESTUDADOS

Revestimento (Liga)	Insumo	Material	Perda de massa (g)
A (SMAW 1)	Eletrodo Revestido (4,0 mm)	Fe-Cr-C	0,40
B (SMAW 2)	Eletrodo Revestido (4,8 mm)	Fe-Cr-C	0,15
C (ASP)	Arame (1,6 mm)	Fe-26Cr-3B-1Mn-0,3C	0,13

FONTE: BUCHANAN et al. (2008).

Os resultados da medição da dureza obtidos por Buchanan permitem observar que a dureza do revestimento depositado pelo processo ASP é levemente inferior aos obtidos pela soldagem com eletrodo revestido, segundo a Tabela 2.

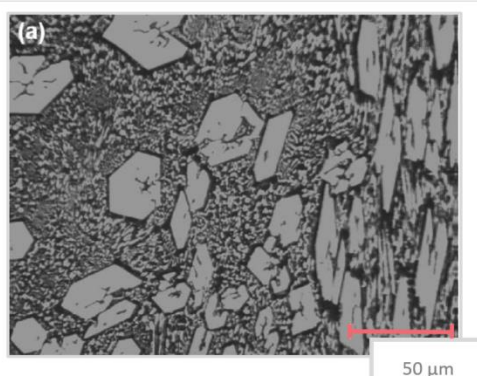
Os testes de desgaste foram feitos em máquina de teste modificada TE56 multi estação, bloco sobre anel, da Phoenix Tribology, que atende e excede os requisitos da norma ASTM G 137-95.

Os testes foram feitos com distância de deslizamento de 7.492 m e carga de 150N (ver Figura 12).

O revestimento C, depositado pelo processo ASP, atingiu a menor perda de massa. A sua estrutura indica a capacidade potencial para alta taxa de encruamento. Nas amostras estudadas neste trabalho as perdas de massa não correspondem aos resultados da micro dureza, o que confirma que microestrutura é mais importante que dureza na determinação do desgaste. O excelente desempenho no teste de desgaste pode ser atribuído como resultado da rápida solidificação da matriz à base de ferro, supersaturada com boro e reforçada com óxidos (BUCHANAN et al. 2008).

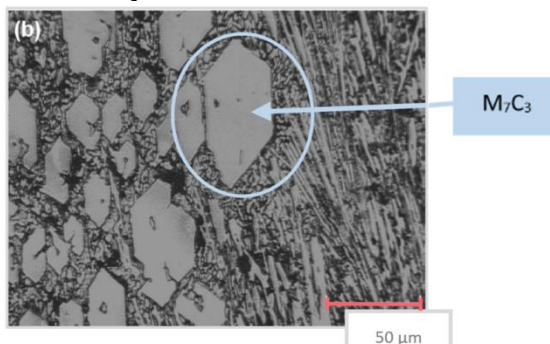
As Figura 9 e Figura 10 mostram microestruturas típicas do trabalho de Buchanan (2008) para depósitos SMAW. Essas imagens revelam uma estrutura com carbeto primários M_7C_3 , que podem ser visualizados na região mais clara. Na região mais escura está presente a matriz eutética de austenita e carbeto M_7C_3 menores. Foi confirmado, por MEV/EDX e pelos valores da micro dureza, que esses carbeto primários são M_7C_3 .

FIGURA 9 - DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM DA LIGA A



FONTE: BUCHANAN et al. (2008).

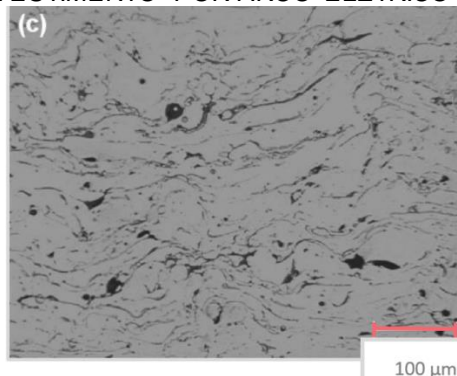
FIGURA 10 - DEPOSIÇÃO POR SOLDAGEM DA LIGA B



FONTE: BUCHANAN et al. (2008).

A Figura 11 mostra a morfologia típica da seção transversal de camada depositada. A estrutura consiste de panquecas lamelares com óxidos e poros dispersados no meio das mesmas. A presença de óxidos entre as panquecas foi confirmada pelo MEV/EDX que mostrou a presença de camadas ricas em oxigênio.

FIGURA 11 - REVESTIMENTO POR ARCO ELÉTRICO DA LIGA C (ASP)

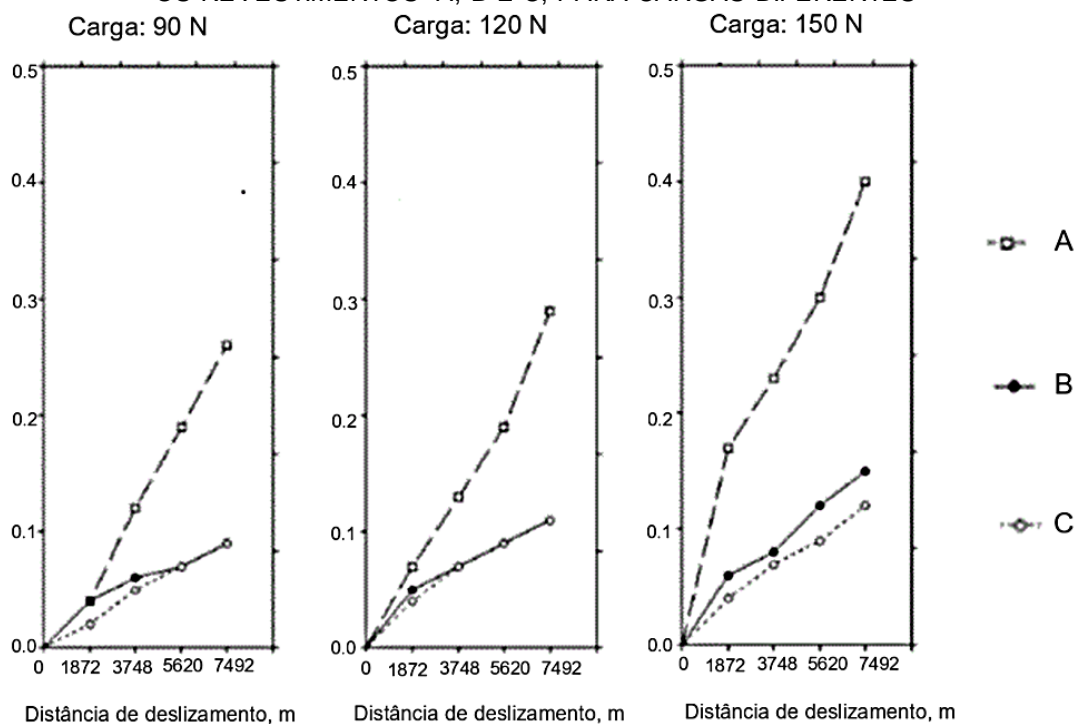


FONTE: BUCHANAN et al. (2008).

Segundo a Figura 11 a análise quantitativa utilizando a contagem por pontos, indicou percentual de carbeto como sendo de $26 \pm 7\%$ e $35 \pm 7\%$ para depósitos A e B, respectivamente. Foi também observado que os carbeto primários no revestimento A solidificaram para tamanho menor que os do revestimento B e medidos pelo tamanho médio no plano polido, foram $344 \pm 113 \mu\text{m}^2$ e $1.662 \pm 1.270 \mu\text{m}^2$ para revestimentos A e B, respectivamente. A porosidade e inclusões dos revestimentos A, B e C mediram 3,2%, 1,2% e 6,5% em volume, respectivamente.

Os resultados do teste de desgaste mostraram que a camada revestida por AT (ASP), apesar de ter dureza média menor, proporciona resistência ao desgaste maior que os dois revestimentos por soldagem SMAW.

FIGURA 12 - PERDA DE MASSA, EM GRAMAS, VERSUS DISTÂNCIA DE DESLIZAMENTO PARA OS REVESTIMENTOS A, B E C, PARA CARGAS DIFERENTES



FONTE: BUCHANAN et al. (2008).

A Figura 12 mostra os resultados do teste de desgaste em máquina de teste de desgaste tipo bloco sobre anel para 3 cargas: 90 N, 120 N e 150 N. A distância de deslocamento foi de 7.482 m. Para as cargas de 90 N e 120 N o revestimento C (ASP) apresentou o mesmo desgaste que o revestimento B, mas para a carga de 150 N o desgaste para o revestimento C (ASP) foi menor. Buchanan et al.(2008), concluíram que os resultados do teste de desgaste mostraram que a aplicação de revestimento por ASP em ferro fundido pode proporcionar resistência ao desgaste comparável ao

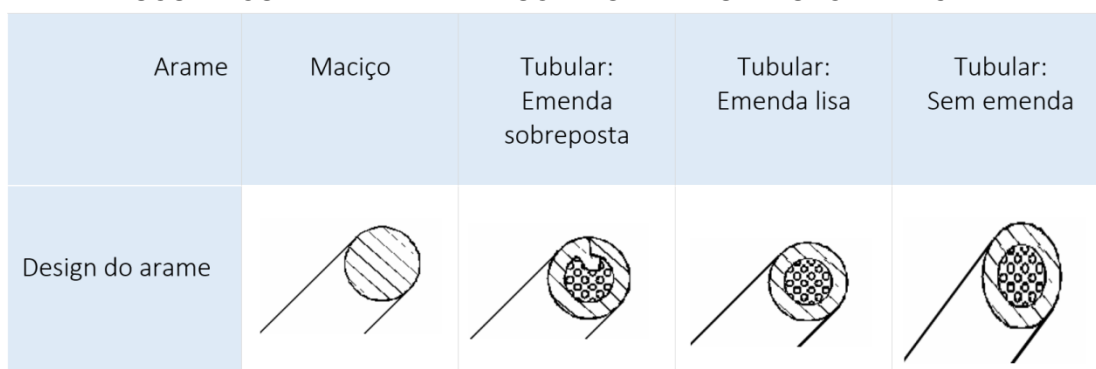
revestimento por soldagem. Este trabalho do Buchanan mostra o potencial de restimento duro por arco elétrico para facas do corte de base de colhedoras de cana, objetivo do autor deste presente trabalho.

Dallaire (2001), obteve revestimentos duros por ASP depositando materiais contendo TiB_2 . Utilizou o processo ASP para facilitar a deposição dos materiais, reduzir custo e obter alta taxa de deposição. Diz no seu artigo: “O processo ASP, utilizado largamente na indústria, oferece várias vantagens e utiliza apenas 10% da energia da deposição por plasma, mas não foi aperfeiçoado desde que foi inventado por Schoop em 1915. O ASP é limitado à deposição de metais porque os arames precisam ser condutores elétricos”. Utilizou arames tubulares preenchidos com partículas reagentes de FeTi e B, e pistola ASP convencional, mas, com atomização por gás argônio, em vez de ar, para evitar a oxidação. Obteve camada de alguns milímetros de espessura, mas, com microestrutura mais grosseira que a obtida por deposição com plasma. Concluiu que este processo poderá ser útil para obter revestimentos duros para aplicações específicas de resistência ao desgaste.

2.1.3 Arames para depositar por aspersão por arco elétrico

O processo ASP selecionado para este trabalho requer a utilização do material de revestimento no formato de arame. Os arames podem ser maciços ou tubulares (preenchidos), como observado na Figura 13.

FIGURA 13 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DAS SECÇÕES TRANSVERSAIS DOS DIVERSOS TIPOS DE ARAME PARA SOLDAGEM E ASPERSÃO TÉRMICA

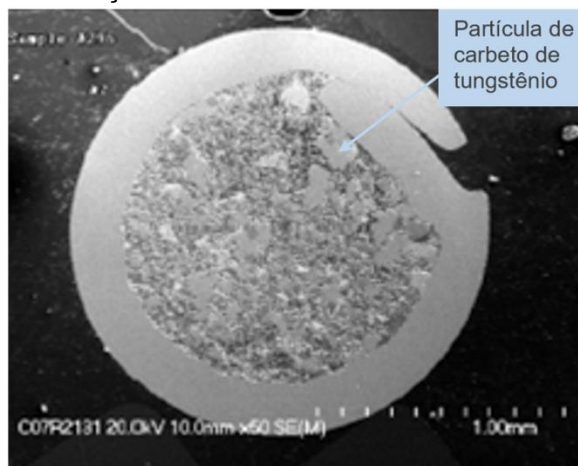


FONTE: RUPPRECHT (2009).

A Figura 14 mostra a seção transversal de um arame tubular, com emenda sobreposta, preenchido com partículas, como por exemplo, partículas de carbeto de

tungstênio, para a composição do revestimento. A capa do arame pode ser de níquel ou aço e entra na composição do revestimento.

FIGURA 14 - SEÇÃO TRANSVERSAL DE ARAME PREENCHIDO



FONTE: WILDEN et al. 2000.

Conforme Wilden et al. (2000) os processos de aspersão térmica, utilizando arame, tem as seguintes vantagens comparadas com a utilização do material em forma de pó:

- Menor consumo de energia;
- Maior eficiência de deposição;
- Menor custo;
- Manuseio mais fácil.

A aspersão térmica por ASP proporciona a mais alta eficiência e a mais alta taxa de deposição entre os processos de AT. Os arames tubulares expandem o espectro dos materiais para revestimentos e permitem a combinação de um material da capa do arame de boa flexibilidade com qualquer material na forma de pó. Há duas direções no desenvolvimento de arames tubulares. Por um lado, há um processo onde há grande interação entre o material da capa com o material de preenchimento, permitindo que o material da capa forme ligas duras. Por outro lado, há um processo onde o material da capa não reage com material de preenchimento. (WILDEN et al. 2000).

Uma desvantagem é que nem toda liga ou material de revestimento pode ser fabricado em arame. Os materiais da capa devem ter resistência suficiente para não romperem e suficiente ductilidade para a formação da capa (WILDEN et al. 2000).

Nos processos onde a capa e material de enchimento não reagem entre si, podem ser aplicados para a fabricação de camadas com fases duras. Para proporcionar boa liga entre a matriz, proporcionada pela capa, e as fases duras – carbeto, boretos e nitretos – uma melhoria da molhabilidade da matriz é benéfica. Tanto para matrizes à base de níquel, quanto à base de ferro, a adição de boro e silício pode proporcionar esta melhoria (WILDEN et al. 2000).

Conforme Usmani et al. (1997), a resistência à abrasão das camadas depositadas é determinada pela tenacidade à fratura da camada depositada e não pela sua dureza.

2.1.4 Preparação da superfície para deposição por aspersão térmica

Conforme Paredes 2012, após a escolha do processo de aspersão e do material de aporte, a próxima etapa é a preparação da superfície para garantir a qualidade de adesão do revestimento, pelo principal mecanismo que é a ancoragem mecânica. O procedimento para preparar o substrato tem a finalidade de deixar a superfície ativa permitindo que as partículas propelidas tenham no momento do impacto, a máxima potencialização de aderência. E esta ativação da superfície é realizada mediante quatro etapas:

- Limpeza da superfície;
- Obtenção de rugosidade da superfície;
- Utilização de camada de ligação (em alguns casos);
- Pré-aquecimento do substrato.

2.1.4.1 Limpeza da superfície

É uma etapa importante do processo, pois é através dela que se consegue eliminar produtos que impedem o contato pleno entre o revestimento e o substrato, essencial para uma boa aderência. Consiste em manter a superfície do substrato isento de qualquer tipo de contaminante como, por exemplo, ferrugem, crosta de óxido de ferro, graxa, óleos e umidade presente na superfície para que não impeça o contato do material aspergido com a superfície (PAREDES, 2012).

A superfície dos materiais metálicos quando expostas ao ar atmosférico, mesmo em um intervalo de tempo muito pequeno, adquire um filme de óxido e sobre

esta película agregam-se água, óleos e poeiras, recebendo o nome de superfície real este conjunto de camadas. Então, após a limpeza, não se pode demorar em aplicar o revestimento ou deve-se prever um modo de proteção da superfície impedindo a exposição a contaminantes (PAREDES, 2012).

A limpeza pode ser realizada de forma mecânica ou química. O processo de limpeza mecânica consiste na premissa de abrasão em que camadas da superfície serão removidas através da interação com um material de maior dureza deste processo (lixamento, escovação ou jato abrasivo) (PAREDES, 2012).

O jato abrasivo é um processo no qual partículas de um material duro são lançadas contra a superfície, através de ar comprimido. O jato abrasivo é muitas vezes utilizado para obter a limpeza e ao mesmo tempo a rugosidade necessária do substrato.

De acordo com a norma ISO 8501-1 o grau de limpeza Sa é classificado de acordo com Norma NACE:

- Sa1 – tratamento por jateamento abrasivo ligeiro – norma NACE 4 - a superfície deve estar isenta de óleo, gordura, sujeiras visíveis, carepa de laminação, ferrugem, tinta e matérias estranhas de fraca aderência.
- Grau Sa 2 - tratamento por jateamento abrasivo comercial – norma NACE 3 - quase toda a carepa de laminação, ferrugem e material estranho devem ser removidos. A superfície deve apresentar, então, coloração acinzentada.
- Grau Sa 2.1/2 - tratamento por jateamento abrasivo ao metal quase branco – norma NACE 2 – as carepas de laminação, a ferrugem e material estranho devem ser removidos de maneira tão perfeita que seus vestígios apareçam somente como manchas tênues ou estrias.
- Grau Sa 3 - tratamento por jateamento abrasivo ao metal branco – norma NACE 1 - as carepas de laminação, a ferrugem e material estranho devem ser totalmente removidos. A superfície deve apresentar, então, coloração metálica uniforme.

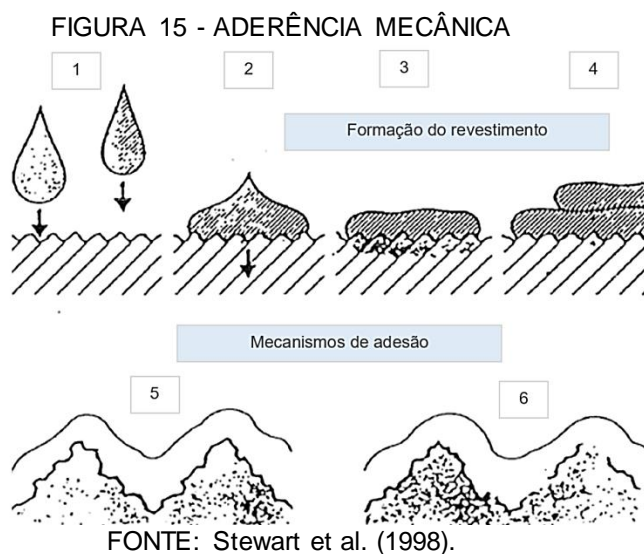
2.1.4.2 Obtenção da rugosidade da superfície

A próxima etapa, após a limpeza da superfície do substrato, é prepará-la para apresentar uma rugosidade apropriada para proporcionar uma adesão apropriada que garanta a qualidade do revestimento. A introdução da rugosidade correta fará com

que esta não interfira na rugosidade final do revestimento aspergido (PAREDES, 2012).

Uma superfície rugosa tem mais área superficial de que uma superfície polida então as partículas terão mais área de contato, zona ativa, para se aderirem ao substrato, pois terá mais pontos de ancoramento mecânico. Eliminará os planos preferenciais de cisalhamento que existem nas camadas depositadas em virtude da sua estrutura típica lamelar. Desenvolvem-se, nestas camadas, grandes tensões paralelas à base que são responsáveis pela sua baixa resistência à tração e isto pode ser verificado quando se fazem testes de aderência (PAREDES, 2012).

Conforme Stewart et al.(1998), a prática tem demonstrado, sem exceção, que todos os revestimentos por AT têm resistência de adesão maiores quando aplicados em superfícies rugosas. Os principais métodos para a preparação das superfícies são o jateamento e a usinagem. A Figura 15 demonstra o mecanismo de aderência mecânica na superfície rugosa, obtida pelos métodos de jateamento ou usinagem.



1. Vôo das gotículas fundidas;
2. Aderência à superfície;
3. Transferência do calor para a superfície;
4. Solidificação e contração do material de revestimento;
5. Aderência mecânica;
6. Soldagem local (micro soldagem).

A obtenção desta rugosidade pode ser obtida através de jateamento abrasivo onde a correta escolha do abrasivo é de fundamental importância. Deve-se evitar jateamento com abrasivos esféricos, que proporciona uma superfície com textura martelada inadequada para AT. Abrasivos duros e pontiagudos podem penetrar e ficar

incrustados em um substrato mole. A rugosidade pode ser conseguida através de dois tipos de equipamentos: um que usa pressão e outro que a sucção. A rugosidade obtida por uma máquina que usa a pressão é conseguida com 2.5 vezes menos pressão que a máquina que utiliza sucção (PAREDES, 2012).

O tempo suficiente para um jato localizado produzir a rugosidade adequada é na faixa de 3 a 4 segundos. Diminuir este tempo reduz a rugosidade Ra e tempos superiores a 4 segundos não implicam em aumentar a rugosidade Ra. A distância do bocal de aplicação não é indicada para valores superiores a 100 mm, pois as partículas colidem entre si antes de atingirem o substrato e perdem energia durante o voo, afetando a eficiência deste processo (LIMA e TREVISAN 1999).

2.1.4.3 Camada de ligação

Há necessidade de se aplicar camadas de ligação em materiais que são muito duros para ter suas características superficiais alteradas, ou que são muito moles e qualquer mudança causaria deformação.

Segundo Lima e Trevisan (2002), os materiais de ligação são aqueles que têm afinidade para formar com o material do substrato uma forte ligação interatômica, física ou de difusão. Geralmente são camadas finas e são responsáveis por produzir uma superfície adequada para a adesão do revestimento. Camadas de ligação são aplicadas, normalmente, em aços endurecidos por tratamento de têmpera e superligas. Têm seu uso requerido também onde o jateamento abrasivo ou a usinagem não podem ser utilizados.

Apesar da camada de ligação simplificar o processo de AT, eliminando a necessidade de preparação da superfície, através de jato abrasivo ou usinagem, fortes indicações apontam para a preparação combinada para obter a máxima adesão necessária. A preparação combinada consiste em uma usinagem grosseira do substrato seguido de jateamento abrasivo e seguido da aplicação de camada de ligação.

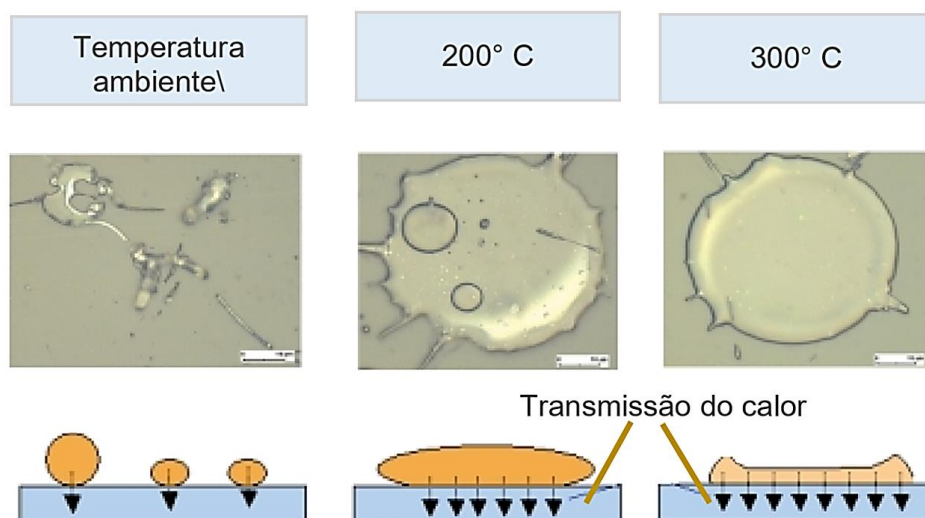
2.1.4.4 Pré-aquecimento

O pré-aquecimento é importante e deve estar no escopo de trabalho da preparação do substrato para a AT, tendo como objetivo proporcionar a queima e

volatilização de graxas, óleos e da umidade que ficam retidos na superfície do metal. Entretanto, expor o substrato a altas temperaturas por tempos prolongados pode resultar na produção de espessas camadas de óxidos. O aquecimento pode ser realizado pela chama redutora da própria pistola de AT, por um equipamento independente ou se o tamanho da peça for apropriado também pode ser por indução. As temperaturas recomendadas para o substrato estão na faixa de 90 a 150°C (PAREDES, 2012).

O pré-aquecimento favorece a redução das tensões internas, influenciando na aderência do revestimento. O aquecimento do substrato melhora ainda o ancoramento do revestimento durante resfriamento pela contração do substrato dilatado durante o aquecimento. Killinger, 2003 mostra na Figura 16 a importância do pré-aquecimento do substrato, evidenciando a mudança da morfologia da panqueca em função do pré-aquecimento.

FIGURA 16 - FOTOS POR MICROSCÓPIO DE PARTÍCULAS ISOLADAS ASPERGIDAS. MUDANÇA DA MORFOLOGIA EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DO SUBSTRATO

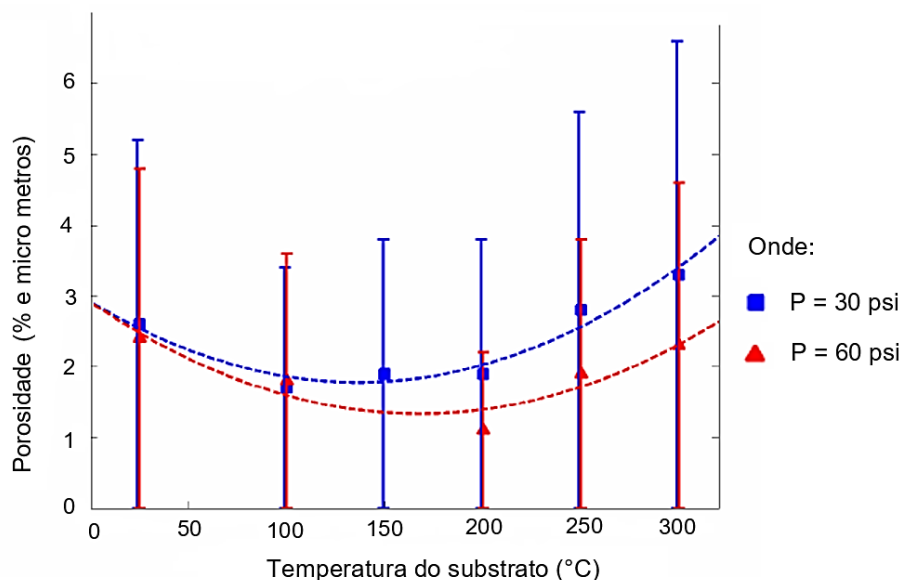


FONTE: KILLINGER (2003).

A Figura 17 mostra a porosidade do revestimento produzido em função de diversas temperaturas do substrato e duas pressões do ar impulsor. A porosidade é indicada em percentual (linhas) e o diâmetro dos maiores poros é indicada em μm (colunas). Todos os revestimentos apresentam menos de 5% de porosidade. Os revestimentos produzidos com temperaturas baixas do substrato frequentemente mostraram vazios na interface substrato-revestimento. Tanto a quantidade quanto o tamanho foram reduzidos significativamente para $T_s > 100^\circ\text{C}$ e não eram detectáveis

para aproximadamente 200°C. Por outro lado, foi observado que, aumentando-se a temperatura do substrato além dos 200°C, o nível de porosidade aumentava. (ABKENAR, 2007).

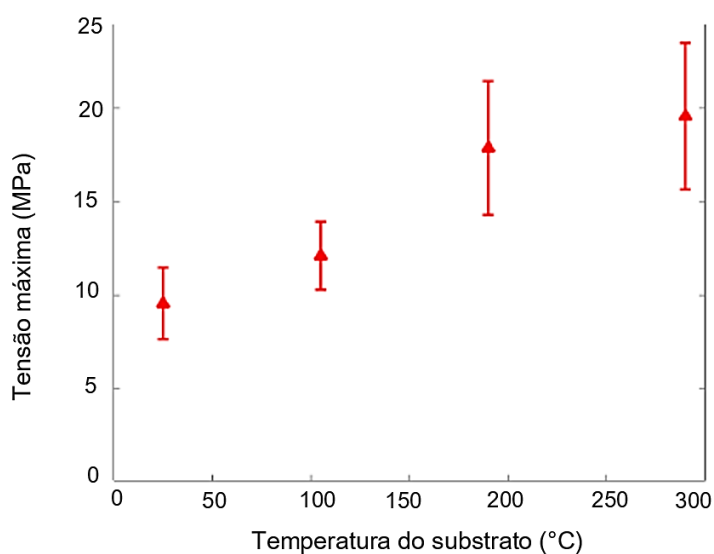
FIGURA 17 - EFEITO DA TEMPERATURA DO SUBSTRATO NA POROSIDADE DO REVESTIMENTO PRODUZIDO



FONTE: ABKENAR (2007).

A Figura 18 mostra a variação da resistência da aderência em função da temperatura do substrato. Cada ponto representa a média de cinco medições e as barras de representam o desvio padrão. A velocidade de deposição média foi de 143 m/s.

FIGURA 18 - ADERÊNCIA DO REVESTIMENTO EM FUNÇÃO DA TEMPERATURA DO SUBSTRATO



FONTE: ABKENAR (2007).

Para os revestimentos produzidos na temperatura ambiente a resistência à tração média foi de aproximadamente 9,5 MPa, aumentando para 12,1 MPa em aproximadamente 100°C. Aumentando a temperatura do substrato para 200 °C, acima da temperatura de transição, a resistência da aderência subiu para a média de 17,9 MPa. Aumentos de temperatura adicionais conduziram a aumentos da resistência da aderência, mas, em proporções menores (ABKENAR, 2007).

2.1.4.5 Pós tratamentos de camadas obtidas por aspersão térmica

Conforme Rupprecht (2009), as camadas aspergidas termicamente podem ser utilizadas na condição como aspergido ou na forma de pós-tratamento. As possibilidades de pós-tratamento dividem-se em passos de trabalho mecânicos e térmicos, como por exemplo, métodos para impermeabilização ou selagem.

Os processos típicos de pós-tratamentos são a retirada de material através de usinagem e retífica, mas também a compactação através de jatos de esferas, “*shot peening*”, que proporcionam uma diminuição da porosidade, assim como tratamentos térmicos de difusão e a refusão do revestimento. Para proteger componentes construtivos com superfícies relativamente porosas contra corrosão, pode ser feita uma impermeabilização das superfícies tratadas mecanicamente, conhecida como selagem. Para isto são misturados materiais orgânicos com materiais não metálicos apropriados e aplicados sobre a superfície. (PAREDES, 2012).

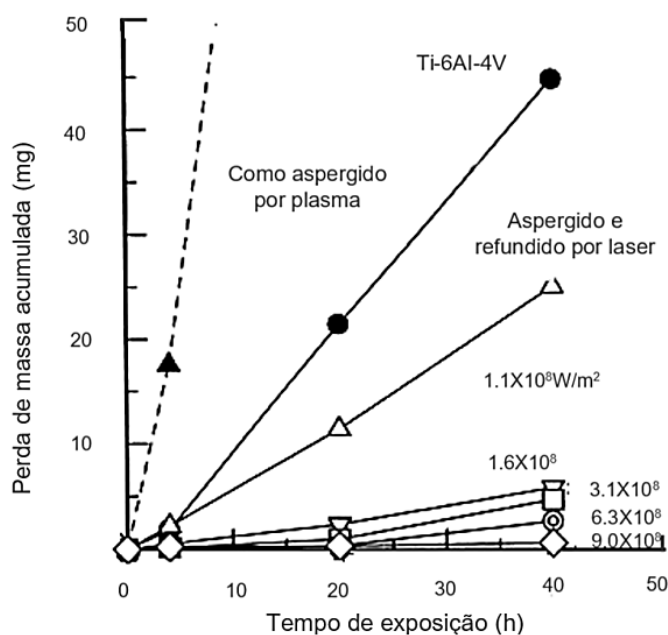
2.1.4.6 Refusão de camadas obtidas por aspersão térmica

Em contraste para o pós-tratamento mecânico e selagem, raramente as camadas aspergidas sofrem tratamento térmico posterior. Uma possível aplicação é a refusão de ligas auto fundentes à base de níquel e cobalto. Diversas técnicas de refusão têm sido aplicadas para alterar a camada depositada. Uma das finalidades é a de eliminar a presença dos óxidos interlamelares e poros, assim como permitir uma melhoria na aderência do revestimento ao substrato, promovendo união metalúrgica e melhorando as propriedades à cavitação significativamente. (PUKASIEWICZ, 2008).

Além das modificações impostas pela mudança no processo de refusão utilizado, observa-se também que os parâmetros de refusão são muito importantes para as propriedades obtidas. Hiraga et al. (1999), estudaram o comportamento à

cavitação de revestimentos NiTi, depositados por aspersão a plasma spray, e refundidos por laser sobre substratos de Ti-6Al-4V. Estes autores observaram que maiores densidades de energia promoveram uma maior resistência à cavitação, que pode ser relacionada à maior homogeneidade química obtida com o aumento na energia do processo de refusão por laser, conforme mostrado na Figura 19.

FIGURA 19 - VARIAÇÃO DA RESISTÊNCIA A CAVITAÇÃO DO REVESTIMENTO ASPERGIDO NiTi, COM A VARIAÇÃO DA ENERGIA DO PROCESSO DE REFUSÃO



FONTE: HIRAGA et al. (1999).

Conforme Surzhenkov et al. (2009), revestimentos de metal duro por aspersão térmica, que são chamados frequentemente de “revestimentos de carbeto”, são utilizados largamente em aplicações industriais para proteção contra desgaste, corrosão e proteção contra altas temperaturas.

A atenção recente tem sido focada no consumo reduzido de recursos naturais e reciclagem de materiais. Por isso a aplicação de pós compósitos baseados em metais duros usados, reciclados, é tópico atual.

A larga utilização de camadas aspergidas termicamente fornece evidência do custo/benefício das ligas autofluxantes, contendo partículas de carbeto de tungstênio (WC), aplicadas pelo método de aspersão e fusão (chama, plasma e fusão a laser). Alguns materiais, notavelmente composições de MCrSiB, sendo que o M pode ser Ni, Co ou Fe, podem ser fundidos aquecendo-os até a temperatura de 1050 °C. Devido à fragilidade do carbeto de tungstênio a resistência ao desgaste com impacto de

camadas apenas aspergidas não é grande. Tem sido demonstrado que, devido à baixa porosidade do revestimento e alta aderência com o material do substrato, as camadas compostas aspergidas e refundidas, contendo fases duras de carbeto de tungstênio, podem resistir a cargas significativas de impacto (Surzhenkov et al. 2009).

A utilização de metal duro reciclado, produzido por moagem mecânica, causa alta concentração de ferro (até 20%) devido ao desgaste intensivo dos componentes do moinho.

Surzhenkov et al. (2009), aplicaram a liga por plasma com refusão a laser, mostrada na Tabela 4.

TABELA 4 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (% EM MASSA) DO PÓ PARA A MATRIZ A BASE DE FeCrSiB

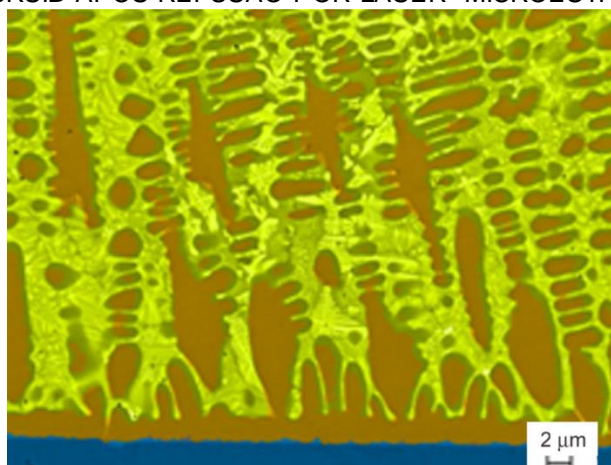
Tipo	Cr	Si	B	C	Ni	Fe	Tamanho das partículas (μm)
FeCrSiB	13,7	2,7	3,4	2,1	6,0	Complemento	+10 -45

FONTE: SURZHENKOV et al. (2009).

Foi utilizado um pó autofluxante contendo 25% em peso de partículas de metal duro. O pó de WC-Co foi produzido por moagem de metal duro reciclado em moinho desintegrador. A composição química do pó de metal duro foi o seguinte (em massa %): WC – 75.6; Co – 11.5; Fe – 12.9. A presença do ferro se dá pelo processo de moagem.

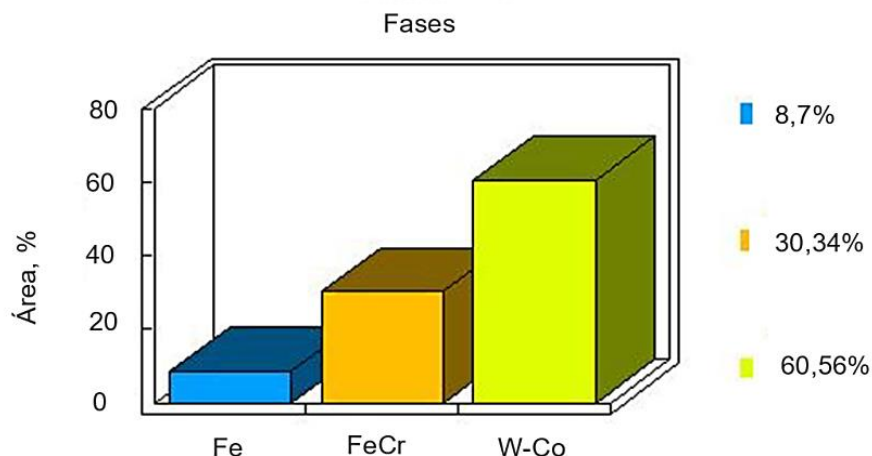
As Figura 20 e Figura 21 mostram a microestrutura e distribuição das fases do revestimento a base de FeCrSiB após refusão por laser.

FIGURA 20 - MICROGRAFIA DA SEÇÃO TRANSVERSAL E COMPOSIÇÃO DO REVESTIMENTO A BASE DE FECSIB APÓS REFUSÃO POR LASER- MICROESTRUTURA



FONTE: SURZHENKOV et al. (2009).

FIGURA 21 - DISTRIBUIÇÃO DAS FASES



FONTE: SURZHENKOV et al. (2009).

Como pode ser observado na Figura 21 a micro estrutura do revestimento a base de liga de Fe é uma estrutura tipicamente eutética onde devido à alta concentração do Fe (13%) são formados grandes dendritas de FeCr e dendritas menores de W-Co. Praticamente todas as partículas de WC-Co são dissolvidas na matriz à base de ferro, formando a estrutura eutética (FeCr) – (WC-Co) (SURZHENKOV et al. 2009).

2.2 DESGASTE

Desgaste é uma condição de serviço em campo persistente em várias aplicações da engenharia com consequências econômicas e técnicas importantes. Em termos de economia, o custo do desgaste por abrasão pode representar de 1 a 4% do produto nacional bruto nas nações industrializadas. O efeito da abrasão é particularmente importante na área industrial da agricultura, mineração, processamento dos minérios e movimentação de terra (CORRÊA, 2005).

Um exemplo importante de desgaste por abrasão é o desgaste das facas do corte de base de colhedoras de cana. O desgaste é mais acentuado nas pontas das ‘facas, arredondando-as. Com isto a faca perde o fio de corte e chega a “estilhaçar” os colmos de cana de açúcar em vez de cortá-los por cisalhamento.

O autor deste trabalho estima que havia em 2015 seis mil colhedoras de cana de açúcar em operação no Brasil e que estas consomem anualmente 5.000 toneladas de aço por ano, apenas no corte de base. O desgaste ocorre, sobretudo, pelo impacto

da faca com a terra que contém areia. Quanto mais arenoso o terreno, maior é o desgaste por abrasão.

Conforme Leite et al. (2009), atualmente nota-se um interesse cada vez maior na otimização econômica dos processos de produção, sendo que a cada dia é dada uma maior atenção a todos os fatores que interferem nos custos, na qualidade final do produto e no meio ambiente. Dentre os segmentos industriais nesta situação estão os de produção de bens de consumo e os prestadores de serviço, que utilizam processos de soldagem, destacando-se as indústrias de mineração, sucroalcooleira e de produção de aços. Nessas indústrias, o desgaste é um fenômeno que pode causar danos consideráveis em componentes e equipamentos. O desgaste representa um dos principais fatores de depreciação de capital e fontes de despesas com manutenção. Segundo Gregolin (1990), ele influi nos custos diretos de produção devido às necessidades de reposição ou recuperação de peças desgastadas, e também nos custos indiretos de produção, pela necessidade de superdimensionamento de componentes e pelas limitações na produção devido a equipamentos deteriorados, além de interrupções muitas vezes imprevistas nas linhas de produção.

A União da Agroindústria Açucareira do Estado de São Paulo – UNICA, apud Corrêa (2005), indica que os custos do setor sucroalcooleiro com reposição e manutenção de equipamentos desgastados, giram em torno de 5% do total da receita bruta.

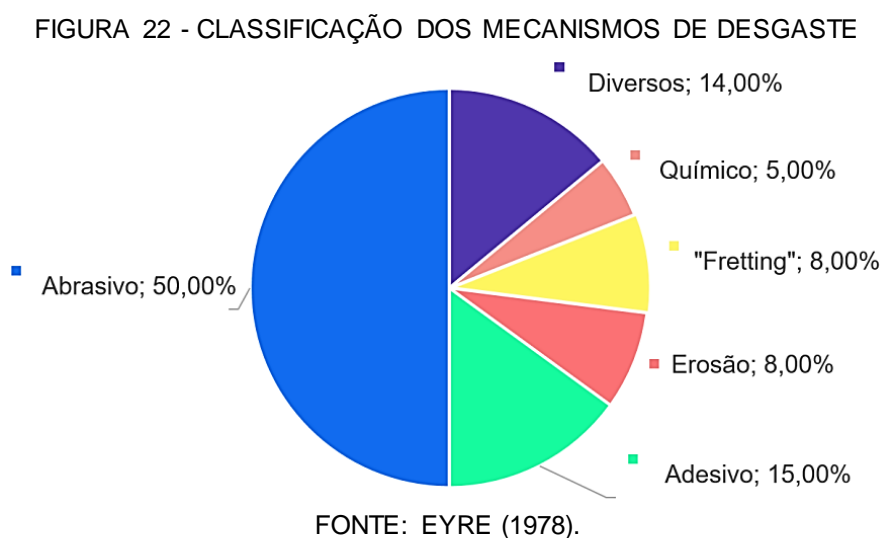
2.2.1 Definição e classificações

Desgaste é a perda progressiva de material devida ao movimento relativo entre a superfície e a substância com a qual entra em contato (BLAU, 1995). O desgaste é um dano ou deterioração superficial que raramente se torna catastrófico, mas reduz consideravelmente a eficiência operacional de um equipamento.

Segundo Eyre (1978), o desgaste pode ser definido como a degradação da superfície do componente ou do equipamento, geralmente envolvendo remoção progressiva do material, como resultados de processos tribológicos. Eyre (1978) observou que o desgaste do tipo abrasivo é a mais frequente forma de ocorrência em

inúmeros segmentos industriais, contribuindo com cerca de 50% dos problemas industriais envolvendo desgaste.

Ainda, segundo Eyre (1978), o desgaste encontrado nos diversos ambientes industriais pode se classificar como: abrasivo: 50%; adesivo: 15%; erosivo: 8%; por fricção: 8% e corrosivo: 5%. No entanto, o desgaste raramente é o resultado de um único mecanismo atuando. Há situações onde um tipo muda para outro ou onde dois ou mais mecanismos operam juntos; é possível, por exemplo, os cavacos produzidos por desgaste adesivo causarem desgaste abrasivo. A Figura 22 mostra os diversos sistemas tribológicos.



Devido a esta complexidade em se definir claramente os fatores envolvidos no desgaste, a solução de um problema particular requer uma precisa identificação da natureza do problema e deve-se evitar a aplicação de soluções gerais para problemas específicos. Sabe-se que a resistência às solicitações de desgaste não é propriedade intrínseca de um material, mas sim características do sistema ou equipamento específico, ao qual o componente está ligado mecanicamente e de cada meio operacional (JOST,1966).

Como visto, apesar dos vários tipos, o desgaste abrasivo é o maior responsável por danos em equipamentos e será discutido com maiores detalhes a seguir.

2.2.2 Desgaste abrasivo

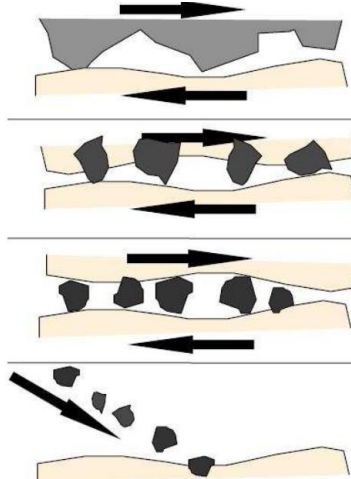
O desgaste abrasivo é o tipo de desgaste de maior ocorrência e pode ser definido como o desgaste que ocorre quando partículas duras angulares ou

fragmentos duros penetram na superfície do metal ou substrato, em relação à qual estão em movimento e, subsequentemente, remove material, por meio de vários mecanismos que dependem da natureza do sistema. O dano é frequentemente descrito como ranhura, entalhe ou goivagem, dependendo de sua severidade (ZUMGAHR, 1987).

O desgaste abrasivo é tipicamente classificado de acordo com o tipo de contato e com o ambiente de contato. Tipos de contato incluem desgaste de “2 corpos” e “3 corpos”. O desgaste de “2 corpos” ocorre quando um abrasivo desliza ao longo de uma superfície com pouca trituração e redução de tamanho, por exemplo em máquinas de manuseio de minério. O desgaste de “3 corpos” ocorre quando um abrasivo é aprisionado entre uma superfície e a outra. Este resulta em altas tensões quando as partículas são reduzidas de tamanho, seja deliberadamente, como em equipamentos de trituração de minério ou de forma imprevista, quando do ingresso de partículas estranhas para dentro dos mancais.

Em geral, no desgaste a “2 corpos”, as partículas são rígidas e no desgaste a “3 corpos” as mesmas são livres para rolar. Uma representação esquemática destes dois tipos de desgaste é mostrada na Figura 23.

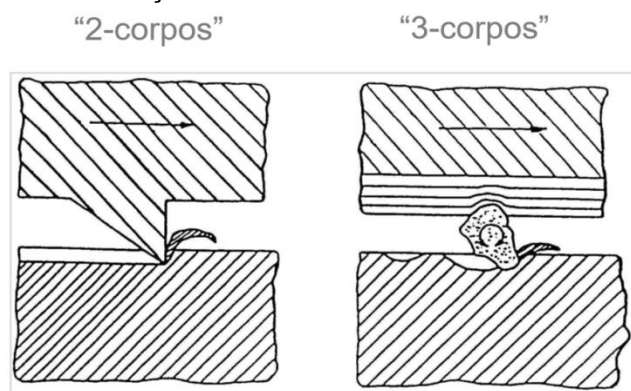
FIGURA 23 - SISTEMAS ONDE PODE OCORRER DESGASTE ABRASIVO



FONTE: TYLCZAK, OREGON (1992).

Segundo Tylczak e Oregon (1992), os sistemas de “2 corpos” tipicamente experimentam de 10 a 1000 vezes mais perda do que o sistema “3 corpos” para uma dada carga e comprimento da trilha de desgaste, como observado na Figura 24.

FIGURA 24 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE DESGASTE A "2 E 3 CORPOS"

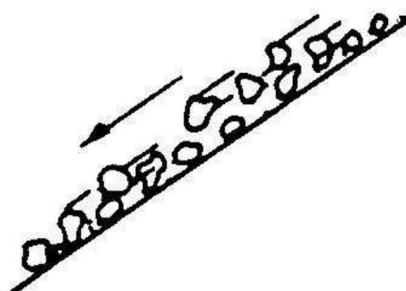


FONTE: TYLCZAK, OREGON (1992).

O desgaste abrasivo pode também ser classificado como sendo devido à “abrasão a baixa tensão”, “abrasão a alta tensão” ou “abrasão de impacto (goivagem)”. (DAVIES; BOLTON, 1980).

A interação minério-material, por exemplo, é considerada uma aplicação de abrasão a baixa tensão quando o processo de desgaste não envolve a fratura do material abrasivo. Em outras palavras, as tensões envolvidas são geralmente baixas, não excedendo a resistência de trituração do abrasivo. Um exemplo prático é o deslizamento de fragmentos livres de minério através de uma superfície de aço de alta resistência, conforme mostra a Figura 25. A abrasão a baixa tensão não é acompanhada de impacto significativo. O dano é resultado da remoção de material por riscamento ou micro usinagem. Desta forma, os abrasivos angulares com arestas vivas produzem desgastes mais severos. Para este caso, materiais com dureza mais alta são usados para minimizar a penetração e, conseqüentemente a taxa de desgaste. (DAVIES; BOLTON, 1980).

FIGURA 25 - DESGASTE ABRASIVO DE BAIXA TENSÃO

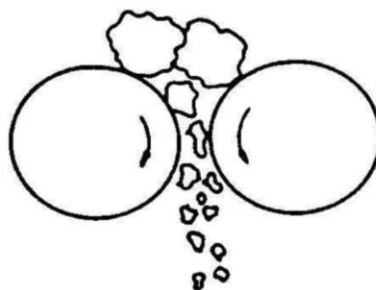


FONTE: DAVIES; BOLTON (1980).

A abrasão a alta tensão ocorre quando os materiais abrasivos, ao serem forçados a passar entre duas superfícies sob tensão, são aprisionados pelas mesmas.

As cargas são suficientes para causar, além da penetração da partícula nas superfícies de tensão, a fragmentação do material abrasivo. Este desgaste é comum em equipamentos como moinhos de bola, perfuradores de rochas e britadores de rochas, nos quais as superfícies ficam sujeitas a altas tensões de compressão. O dano superficial é devido à combinação de riscamento e deformação plástica, comumente resultante de fadiga. O dano pode se tornar mais severo à medida que a fratura de fases frágeis presentes tipo carbetos e deformação mais intensa da matriz possam ocorrer na superfície, representado na Figura 26. Este dano pode ser minimizado pela seleção de materiais com alta dureza e alta resistência ao escoamento.

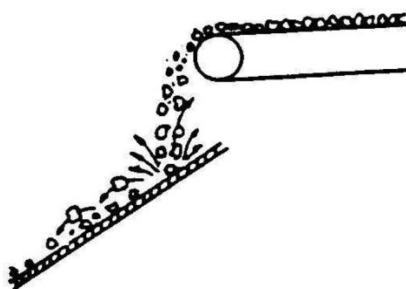
FIGURA 26 - DESGASTE ABRASIVO DE ALTA TENSÃO



FONTE: DAVIES; BOLTON (1980).

A abrasão por impacto ou goivagem envolve a remoção de material da superfície de um componente, submetido a altas tensões e impacto localizado, pela ação cortante de grandes partículas abrasivas, conforme mostra a Figura 27.

FIGURA 27 - DESGASTE ABRASIVO DE GOIVAGEM



FONTE: DAVIES; BOLTON (1980).

O corte causado pelo abrasivo produz grandes sulcos e ranhuras na superfície desgastada. Este tipo de dano é normalmente encontrado nas áreas de impacto de esteiras transportadoras, de moinhos de pulverização e de escavadeiras. O material a selecionar, para minimizar este desgaste, deve ter boa tenacidade e,

progressivamente, aumentar a dureza com o uso através do fenômeno de encruamento (DAVIES; BOLTON, 1980).

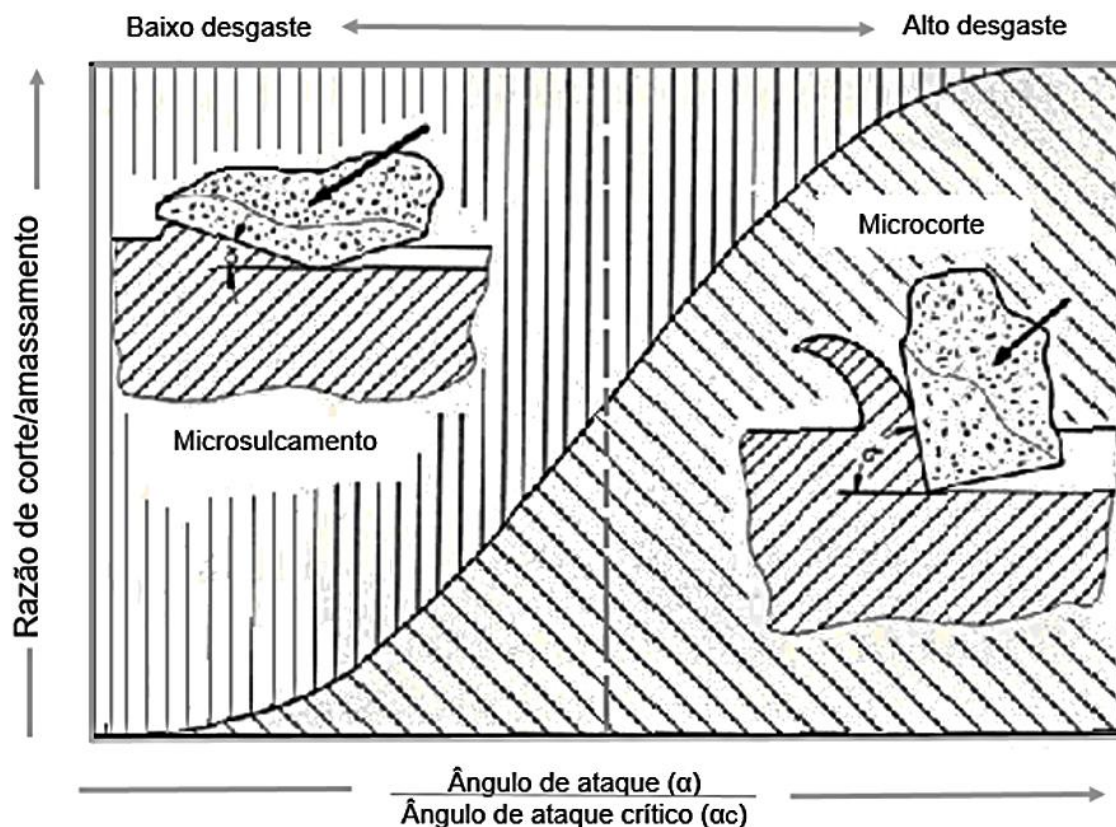
2.2.3 Mecanismos de desgaste abrasivo

O mecanismo básico de desgaste abrasivo proposto por Kruschov e Babichev (1958), descreve dois processos agindo no momento em que o abrasivo entra em contato com a superfície. O primeiro refere-se ao deslocamento de um canal entalhado para as laterais, através de deformação plástica (sulcamento). Este processo ocorre sob cargas leves e não resulta em qualquer perda de material real. O segundo processo refere-se à remoção do material da superfície na forma de pequenos cavacos (corte ou usinagem).

Para partículas abrasivas pontiagudas existe um ângulo crítico (α_c) para o qual há uma transição de sulcamento para corte (ZUM GAHR, 1987).

A Figura 28 ilustra a transição do mecanismo de microsulcamento para micro corte, no ângulo de ataque crítico (α_c).

FIGURA 28 - RELAÇÃO ENTRE MICROSULCAMENTO E MICROCORTE EM FUNÇÃO DA RAZÃO ENTRE O ÂNGULO DE ATAQUE E DE ATAQUE CRÍTICO

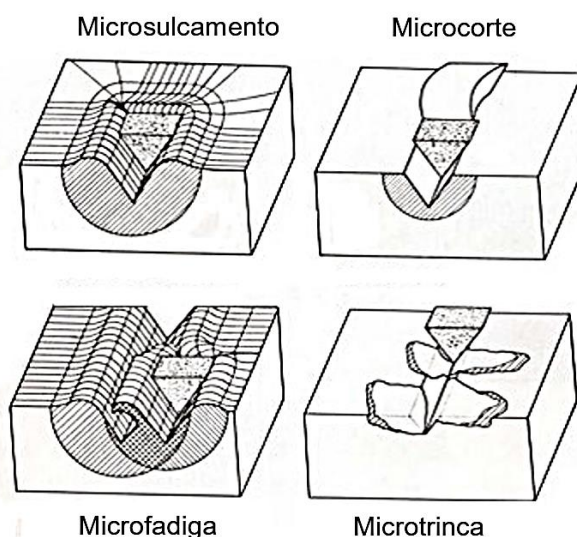


FONTE: ZUM GAHR (1987).

Os processos de sulcamento e corte ou usinagem, segundo Noble (1984), e citadas por Gregolin (1990), ocorrem mais largamente em materiais dúcteis. Para metais mais duros, frágeis, o “lascamento” ou o “micro trincamento” é o mecanismo dominante e ocorre quando trincas sub-superficiais laterais e verticais se interceptam. A descamação remove discretamente grandes lascas da superfície do metal.

O desgaste abrasivo também é classificado quanto ao aspecto da superfície desgastada (micro mecanismo), em microsulcamento, micro corte e microlascamento, conforme mostrado na Figura 29. No microsulcamento a perda de material ocorre devido a muitas partículas abrasivas agirem simultaneamente e sucessivamente, formando um amassamento à frente da partícula abrasiva (MULHEARN; SAMUELS,1962).

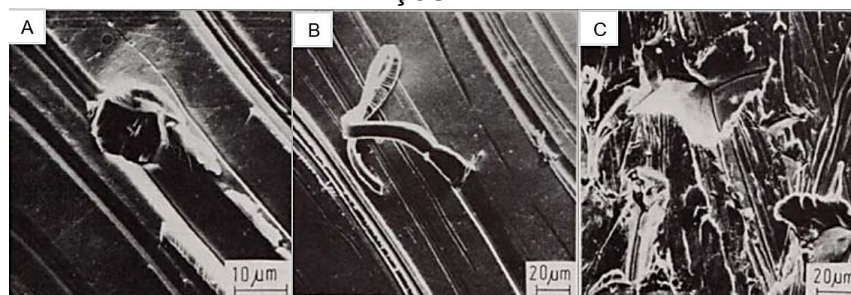
FIGURA 29 - MECANISMOS BÁSICOS DE DESGASTE ABRASIVO



FONTE: MULHEARN; SAMUELS (1962).

A Figura 30 mostra micrografias dos mecanismos entre abrasivos minerais e superfícies de aços, sendo na imagem A o microsulcamento, na imagem B o microcorte, e na imagem C o microlascamento (microfadiga).

FIGURA 30 - MICROGRAFIAS DE INTERAÇÕES ENTRE ABRASIVOS MINERAIS E SUPERFÍCIES DE AÇOS



FONTE: FELLER (1971).

No microcorte puro tem-se uma perda de material igual ao volume do desgaste produzido, conforme se pode observar na Figura 30. O material é destacado da superfície por microcorte quando o ângulo de ataque das partículas duras de abrasivo é maior do que um valor crítico.

Fujimura et al.(1988), propuseram um processo de desgaste abrasivo para ligas ferrosas de alto cromo, duras e frágeis, o qual envolve o lascamento ou micro trincamento de carbeto de cromo superficiais. De acordo com estes pesquisadores, as partículas abrasivas se chocam contra a superfície do revestimento, atuando preferencialmente sobre a matriz metálica de menor dureza, provocando o desgaste da mesma.

A matriz desgastada deixa os carbeto primários de cromo expostos na superfície tornando-os menos resistentes às tensões externas de impacto das partículas abrasivas e, com isto, levando-os a trincar. Subsequentemente, estes carbeto fraturam-se e são eliminados da superfície do revestimento. O processo é repetitivo e provoca o desgaste acelerado do revestimento. Este processo de desgaste abrasivo é mostrado na Figura 31.

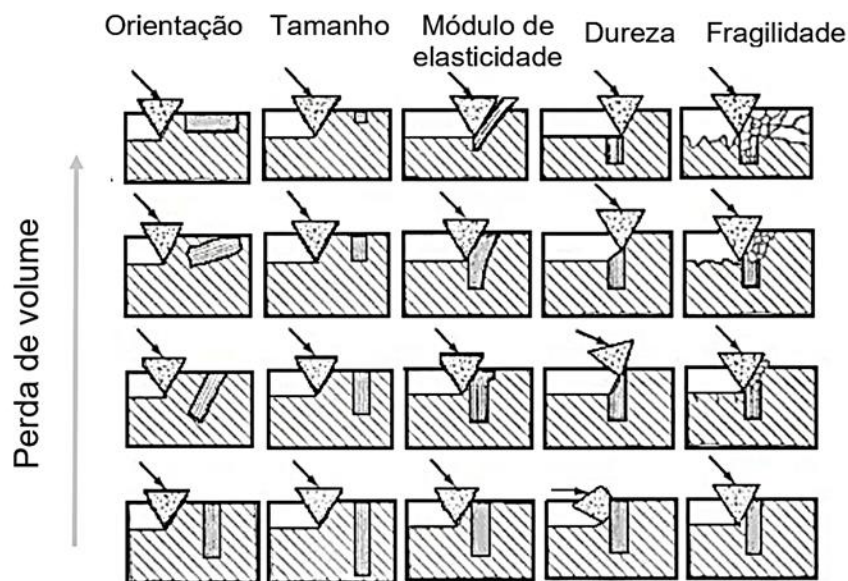
A Figura 32 mostra a perda de volume segundo o efeito da segunda fase (fase dura) no material sujeito ao desgaste abrasivo quanto a orientação, tamanho, módulo de elasticidade, dureza e fragilidade, conforme ZUM GAHR (1987).

FIGURA 31 - MECANISMO DE LASCAMENTO OU MICRO TRINCAMENTO



FONTE: GREGOLIN (1990).

FIGURA 32 - EFEITO DA ORIENTAÇÃO, TAMANHO, MÓDULO DE ELASTICIDADE, DUREZA E FRAGILIDADE DA SEGUNDA FASE, NO DESGASTE ABRASIVO



FONTE: ZUM GAHR (1987).

2.2.4 Efeito da microestrutura no desgaste abrasivo

Conforme Lima (2009), há muitos trabalhos disponíveis na literatura, abordando o efeito da microestrutura na resistência ao desgaste. A maioria dos autores é unânime em afirmar que a microestrutura dos revestimentos tem papel preponderante no seu desempenho em termos de resistência ao desgaste. Fiore et al. (1983), afirmam que as ligas de ferro fundido branco ao alto cromo possuem inúmeras vantagens em aplicações de desgaste abrasivo, pois suas composições podem ser ajustadas para que elas contenham quantidades moderadas de cromo. Dessa forma, produz na solidificação, microestrutura rica em carbeto de cromo massivos e uma matriz austenítica de temperabilidade suficiente para ser transformada em martensita com tratamentos térmicos relativamente simples. Os carbeto afetam as propriedades mecânicas dos materiais por sua presença dentro dos grãos e em seus contornos. Dependendo da composição da liga e do tratamento térmico recebido podem se apresentar distintos tipos de carbeto, como MC, M_6C , M_7C_3 , $M_{23}C_6$ e Cr_2C_3 , onde M representa um ou mais tipos de átomos metálicos.

De acordo com Hernandez (1997), as ligas do sistema Fe-C-Cr-Nb apresentam essencialmente o mesmo tipo de contraste de microestrutura das ligas contendo apenas Fe-C-Cr, formando-se dendritas de austenita ou carbeto M_7C_3 massivos,

além da presença de carbeto NbC, na forma primária, e/ou em frações mais finas, oriundas de reações mais complexas do sistema quaternário. Ensaio abrasivos em ligas fundidas desse sistema indicaram que é possível obter um menor desgaste de ligas austeníticas fundidas contendo $(Fe,Cr)_7C_3$, pela substituição parcial desse carbeto de cromo por carbeto NbC, para certas porcentagens de fases e características microestruturais.

2.2.5 Efeito da dureza no desgaste abrasivo

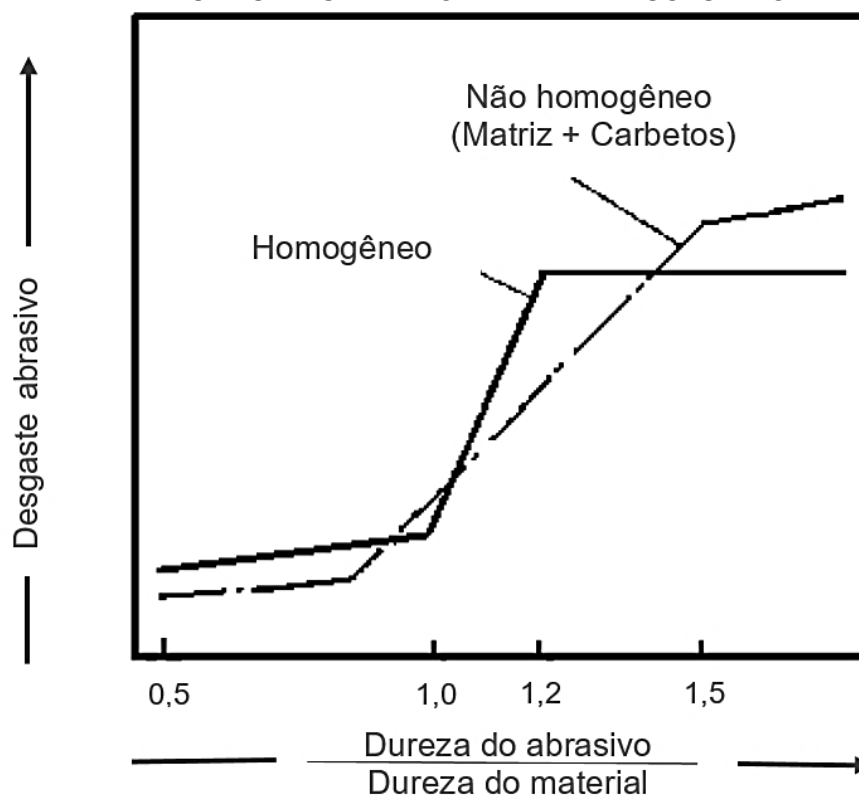
Conforme Leite (2009), o desgaste por abrasão é causado pela interação mecânica de saliências grosseiras ou partículas não metálicas contra as superfícies de trabalho, provocando perda de massa por corte ou por arrancamento. Estas partículas podem ser, por exemplo, um mineral como a sílica ou um fragmento de desgaste de material de alta dureza.

Protuberâncias, como da rugosidade superficial, podem agir como partículas de alta dureza caso esta superfície apresente maior dureza que a contra peça. Uma maneira usual de definir o regime de desgaste é através da relação H_a / H , onde H_a é a dureza do abrasivo e H é a dureza do material. Conforme apresentado na Figura 33 há três inclinações para a curva de desgaste abrasivo em função da relação H_a/H . Para valores de $H_a/H < 1$ o regime de desgaste é moderado e para valores de $H_a/H > 1,2$ o regime é considerado severo, sendo a faixa de $1,0 < H_a/H < 1,2$ a região de transição entre estes dois regimes. Os valores apresentados são para materiais homogêneos, e para materiais heterogêneos (com a presença de segundas fases) a região de transição é de $0,9 < H_a/H < 1,5$ (Leite, 2009)

Albertini et al. (2005), Apud Leite, 2009, afirmam que a severidade do sistema não depende somente da relação H_a/H , mas é função de um conjunto de parâmetros que compreendem a angularidade e tamanho da partícula abrasiva, a forma como as partículas se movem, além, é claro, da relação H_a/H . Para eles, altos valores para a relação H_a/H são necessários mas não suficientes para garantir corte e consequentemente altas taxas de desgaste. É preciso haver a junção entre a ocorrência de altos valores de H_a/H evidências de cortes na superfície desgastada para caracterizar o sistema como severo.

A Figura 33 mostra a taxa de desgaste abrasivo em função da relação H_a/H (dureza do abrasivo / dureza do material de desgaste)

FIGURA 33 - DESGASTE ABRASIVO COMO FUNÇÃO DA RAZÃO DE DUREZA DE PARTÍCULAS ABRASIVAS E DUREZA DO MATERIAL DESGASTADO



FONTE: ZUM GAHR (1987).

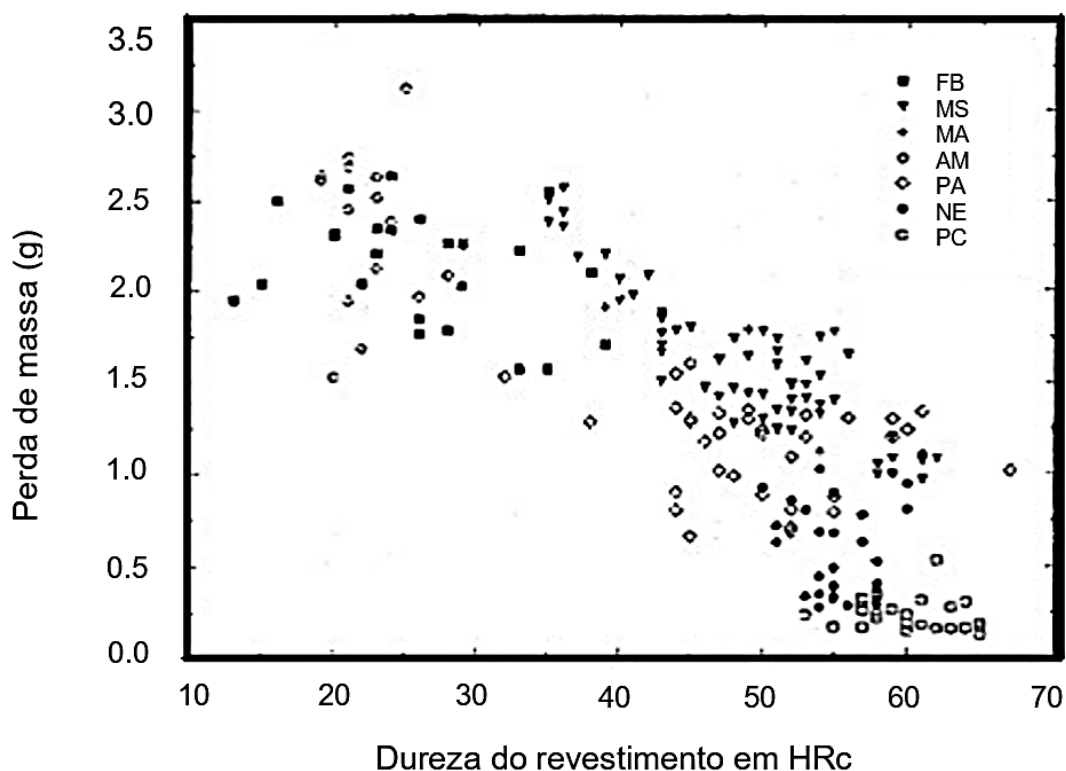
Para baixos valores de H_a/H as taxas de desgaste são baixas mesmo com a presença de micro trincas. Deste modo, apesar de importância da definição de um valor para a relação H_a/H para determinação da severidade do desgaste, só este não basta e é necessário analisar também o mecanismo de desgaste a que a superfície foi submetida.

Kotecki e Ogborn (1995), (Apud Leite, 2008) analisando uma expressiva quantidade de dados referentes à resistência ao desgaste por abrasão a baixas tensões, bem como a quantidade de elementos de liga presentes nas ligas à base de ferro, concluíram que a microestrutura é o principal fator na determinação da resistência à abrasão destas ligas. Os autores concluíram também que o carbono é o elemento mais importante para a determinação da microestrutura, sendo que os melhores resultados foram produzidos com teores de carbono em torno de 4% e o de Cr em torno de 16%.

A Figura 34 mostra que com tais teores de elementos de liga, foram obtidas microestruturas com carbonetos primários.

Na primeira figura, evidencia-se a dispersão dos resultados quando se analisa a perda de volume com relação à dureza dos revestimentos, o que não acontece na segunda figura, ficando clara a importância do teor de carbono na microestrutura final do depósito, e consequentemente, na resistência ao desgaste do depósito.

FIGURA 34 - PERDA DE MASSA VERSUS DUREZA DO REVESTIMENTO.



FONTE: KOTECKI; OGBORN(1995).

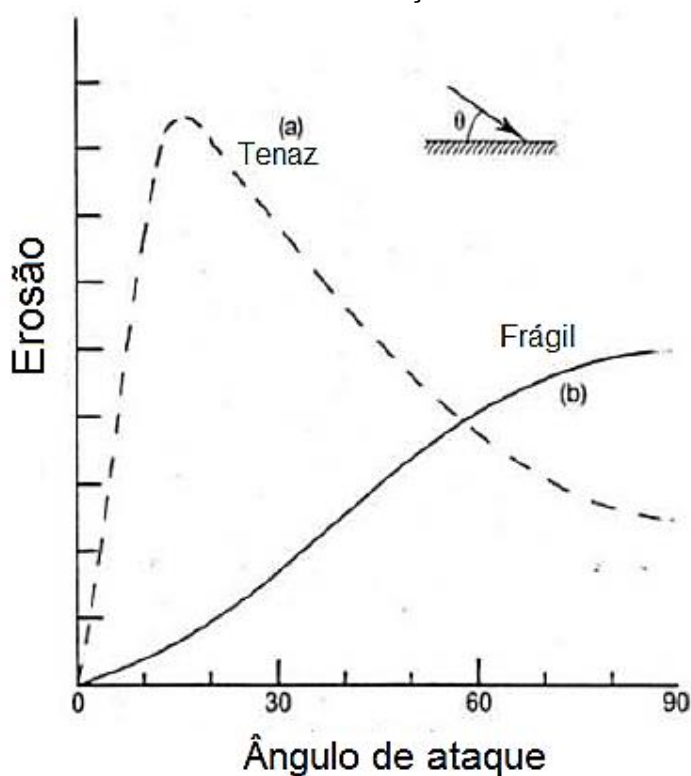
Os microconstituintes mostrados na Figura 34 são: FB ferrita bainita; MS martensita; MA martensita austenita; AM austenita; PA austenita primária com eutético de austenita e carboneto; NE quase eutético; PC carboneto primário com eutético de austenita e carboneto.

2.2.6 Efeito do ângulo de ataque no desgaste abrasivo

Uma das variáveis mais importantes da erosão é a variação da taxa de dano por erosão com o ângulo de ataque. Quando se considera materiais para resistir erosão, as condições das partículas abrasivas como velocidade, ângulo de ataque, concentração, densidade, dureza e contorno da superfície são importantes.

A influência do ângulo de ataque depende da característica do material que sofre erosão. Pode-se ver na Figura 35 que para materiais dúcteis a máxima taxa de erosão ocorre em ângulo de ataque pequeno ($\leq 45^\circ$). Por outro lado, para materiais frágeis a máxima taxa de erosão ocorre com impacto normal (90°) (DIXIT, 2001).

FIGURA 35 - TAXA DE EROSÃO EM FUNÇÃO DO ÂNGULO DE ATAQUE



FONTE: WU et al. (2014)

2.3 DESGASTE DAS FACAS DO CORTE DE BASE DAS COLHEDORAS DE CANA

2.3.1 Máquina colhedora de cana

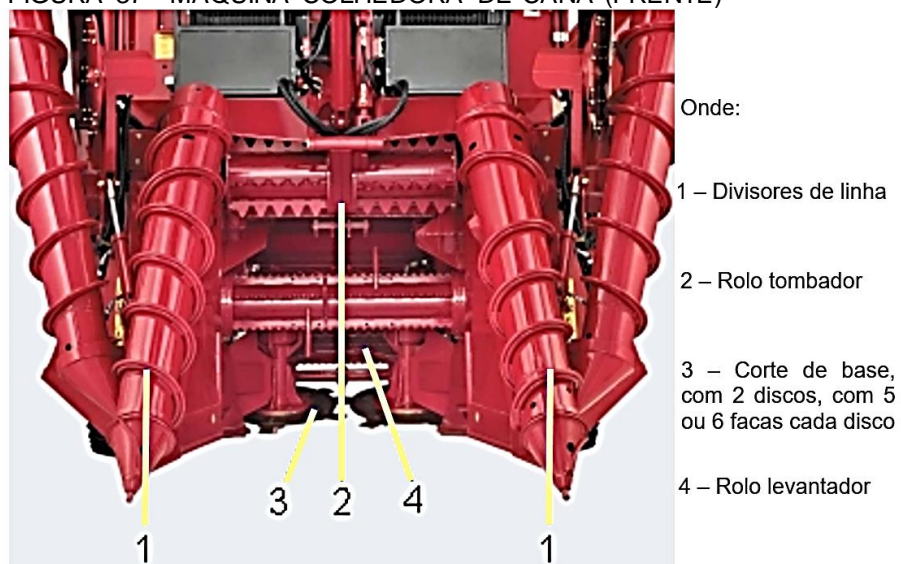
A Figura 36 e a Figura 37 mostram a parte frontal da máquina colhedora de cana e a Figura 38 os detalhes dos discos de corte com as lâminas de corte. Cada um destes discos tem normalmente 5 lâminas ou facas.

FIGURA 36 - MÁQUINA COLHEDORA DE CANA



FONTE:CASE IH AGRICULTURE (2014).

FIGURA 37 - MÁQUINA COLHEDORA DE CANA (FRENTE)



FONTE:CASE IH AGRICULTURE (2014).

FIGURA 38 - DISCO DE CORTE DE BASE

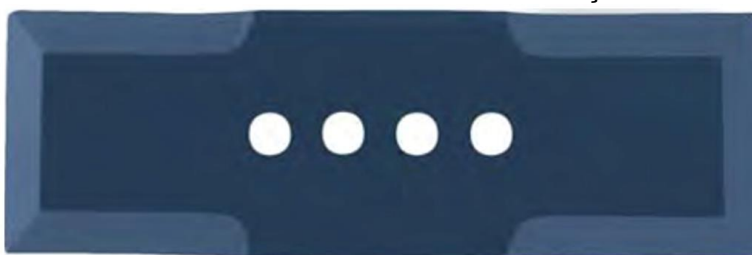


FONTE: O autor

2.3.2 Desgaste de facas de corte de base de colhedoras de cana

As facas de colhedora de cana sofrem desgaste acentuado, sobretudo em terrenos arenosos. As arestas cortantes da faca gastam mais acentuadamente nos cantos, causando o arredondamento dos mesmos. Devido a este arredondamento a aresta fica sem fio, ou seja, sem condições de corte adequado (o fio fica “rombudo”). A Figura 39 traz a visualização de uma faca de corte sem uso, enquanto a Figura 40 mostra a faca com as arestas desgastadas.

FIGURA 39 - FACA DE CORTE SEM UTILIZAÇÃO



FONTE: O Autor.

FIGURA 40 - FACA DE CORTE COM DESGASTE, COM CANTO ARRENDONDADO



FONTE: Bussola (2015).

O desgaste das facas é acentuado porque o corte é feito perto do solo sendo que as facas atingem a terra. Se o solo for arenoso, o desgaste é muito acentuado devido ao impacto das facas com as partículas de areia e pedras.

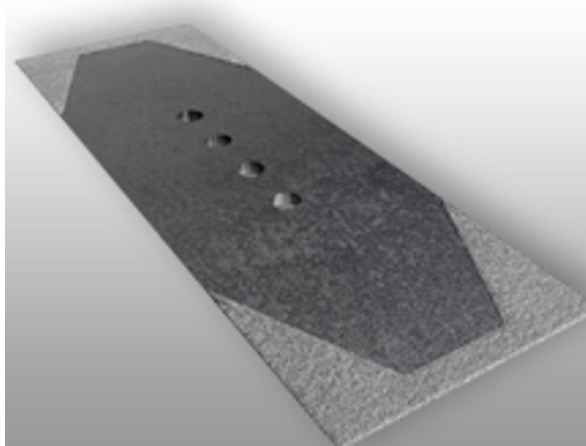
No Brasil utiliza-se quase que exclusivamente facas sem revestimento duro para aumentar a durabilidade. No entanto, já existe pelo menos um fabricante de facas com revestimento duro à base de carbeto de tungstênio. Este fabricante, a Agricorte, chama esta tecnologia de Tecnologia “Antidesgaste”.

Essa empresa desenvolve ligas e processos para as mais diversas aplicações como: abrasão, atrito, erosão, corrosão, entre outros. Utiliza tecnologia própria que utiliza carbeto de tungstênio como revestimento de facas, tornando-as muito mais duráveis e resistentes que facas comuns, sem revestimento.

O carboneto de tungstênio é o carbeto de fórmula química WC. É uma liga metálica composta em partes iguais de carbono e tungstênio, empregada como refletor de nêutrons. Na sua forma mais básica WC encontra-se como um pó fino cinzento, mas que pode ser moldado sobre pressão em várias formas para ser usado em máquinas industriais, ferramentas, abrasivos e também em joalheria.

A Agricorte emprega esse composto como revestimento para facas de colhedoras de cana de açúcar (Figura 41). Suas partículas são de dureza extremamente elevada e podem superar 1400 Vickers. Aplicado nas facas de corte de base, o carbeto de tungstênio age como um agente de auto afiação, melhorando significativamente a qualidade de corte do produto, revertendo em maior durabilidade, menos tempo ocioso para trocas e maior produtividade e economia.

FIGURA 41 - FACA DE CORTE DE BASE REVESTIDA COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO



FONTE: AGRICORTE (2015).

Segundo o fabricante, os benefícios do uso de facas de corte revestido com WC incluem:

- Durabilidade 3 X maior que a faca sem revestimento;
- Autoafiante, proporcionando qualidade do corte;
- Menos perda de tempo nas trocas;
- Menos danos nos colmos e abalo às soqueiras;
- Maior produtividade e longevidade do canavial.

A descrição das facas de corte da Agricorte é a seguinte:

- Faca de corte de base de colhedoras de cana-de-açúcar revestida com carbeto de tungstênio;
- Material da faca: Aço SAE 5160;
- Espessura da faca: 6 mm;
- Dureza da faca: 45 +/- 2 HRC;
- Material do revestimento: liga especial fundida à base de carbeto de tungstênio;
- Espessura do revestimento: Granulometria de 0,15 a 0,30 mm, com espessura de 0,5 a 1,0 mm, depositado na parte inferior do perfil de corte.

As facas revestidas proporcionam a auto afiação que é o desgaste do substrato na parte superior da faca a partir do fio de corte reforçado pelo revestimento duro. A Figura 42 mostra uma faca bastante gasta, com o detalhe do fio de corte ter permanecido fino, proporcionando corte eficaz.

FIGURA 42 - FACA GASTA DO CORTE DE BASE REVESTIDA COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO



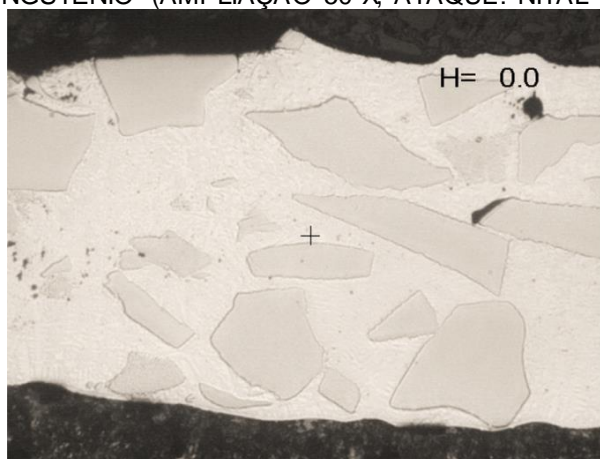
FONTE: AGRICORTE (2015).

O autor deste presente trabalho avaliou as facas revestidas existentes no mercado por metalografia. De acordo com a metalografia a microestrutura observada para o substrato de aço é de martensita revenida, sendo a dureza de 35 HRC.

O revestimento possui duas fases, sendo que a fase base (matriz), provavelmente é composta de Co (cobalto), com partículas de WC (carbeto de tungstênio). A dureza média encontrada para o compósito foi de 65 HRC, sendo que na fase da matriz foi encontrada uma microdureza de 45 HRC e para a fase de WC, dureza equivalente superior a 80 HRC.

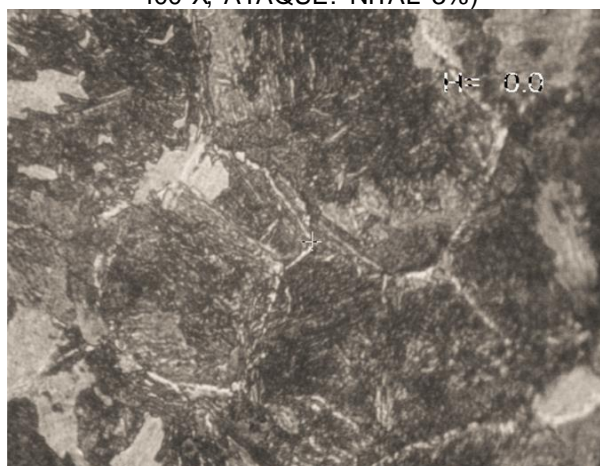
A Figura 43 mostra o revestimento duro destas facas com partículas de carbeto de tungstênio e mostra partículas de WC angulares irregulares. A Figura 44 mostra o substrato da faca evidenciando martensita revenida. Já a Figura 45 mostra o revestimento duro de faca com partículas de carbeto de tungstênio, mostrando a diferença da dureza entre as partículas de carbeto de tungstênio e a matriz, evidenciada pela profundidade de marcação do diamante.

FIGURA 43 - REVESTIMENTO DURO DE FACA COM PARTÍCULAS DE CARBETO DE TUNGSTÊNIO (AMPLIAÇÃO 50 X, ATAQUE: NITAL 3%)



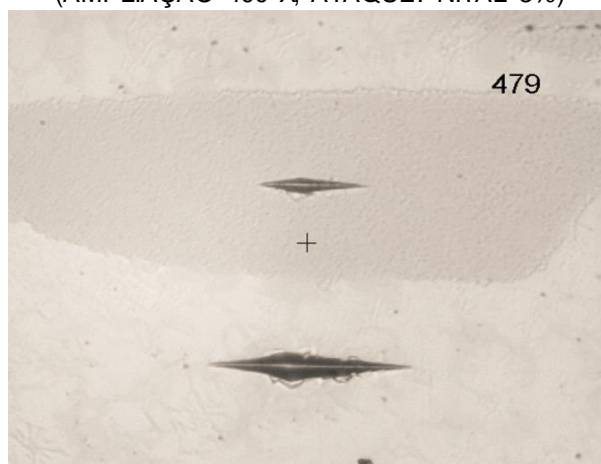
FONTE: AGRICORTE (2015).

FIGURA 44 - SUBSTRATO DA FACA EVIDENCIANDO MARTENSITA REVENIDA. (AMPLIAÇÃO 400 X, ATAQUE: NITAL 3%)



FONTE: AGRICORTE (2015).

FIGURA 45 - REVESTIMENTO DURO DE FACA COM PARTÍCULAS DE CARBETO DE TUNGSTÊNIO, MOSTRANDO A DIFERENÇA DA DUREZA ENTRE AS PARTÍCULAS DE CARBETO DE TUNGSTÊNIO E A MATRIZ, PELA PROFUNDIDADE DE MARCAÇÃO DO DIAMANTE (AMPLIAÇÃO 400 X, ATAQUE: NITAL 3%)



FONTE: AGRICORTE (2015).

2.3.3 Revestimento duro para facas utilizadas na agricultura

Conforme Lima et al.(2009), o uso de revestimentos duros para melhorar a resistência ao desgaste de componentes mecânicos tem sido comum há várias décadas, principalmente por soldagem. A aspersão térmica tem-se desenvolvido nos últimos anos, apresentando-se como alternativa economicamente viável, para melhorar a resistência ao desgaste, em relação aos demais processos comumente utilizados.

Um fabricante austríaco faz revestimento das facas utilizadas na agricultura com o processo que é denominado de “Busa@SPRAY”, que é a tecnologia de aspersão por chama com pó. O fabricante registrou a patente US 6067784-A, de 30 de maio de 2000. Conforme esta patente, máquinas de colheita mecânica devem ter produtividade cada vez maior e a resistência de desgaste de materiais duros não corresponde aos padrões recentemente aplicados. Em circunstâncias de elevada produtividade, o desgaste da camada dura dos revestimentos é mais pronunciado que o do substrato e os revestimentos duros não podem projetar-se além do material do substrato de modo que, em vez do efeito de auto afiação, a aresta de corte pode arredondar-se. Portanto, é essencial aumentar a resistência ao desgaste dos revestimentos duros (BUSATIS GMBH 2000).

As lâminas de corte são fabricadas em aço AISI 1450 sendo a forma da lâmina obtida por estampagem. A cunha é obtida por usinagem ou retífica. A região onde

será aplicado o revestimento duro é tratada para ficar áspera por jateamento abrasivo até a superfície ficar com brilho metálico e então é sujeita à aspersão por chama oxi-acetilênica neutra com 50 l/min de oxigênio. Os dois componentes em pó para depósito compreendem uma matriz de níquel ligada com cromo, boro e silício, com tamanho das partículas de 25 a 125 μm e o pó de carbeto de tungstênio com partículas de 40 a 105 μm . A proporção em peso é de 40% do material para a matriz e 60% de carbeto de tungstênio (BUSATIS GMBH 2000).

As partículas de metal duro devem ter mais de 1400 HV para que a dureza global do revestimento esteja próxima desta dureza sendo a resistência ao desgaste aumentada correspondentemente. A dureza do material da matriz deve estar entre 500 e 800 HV e contém níquel ou cobalto, ligas de níquel ou cobalto ou compostos de níquel-cromo-sílica (BUSATIS GMBH 2000).

Para várias aplicações de corte, as máquinas agrícolas de colheita, sobretudo picadores, utilizam lâminas que têm um revestimento duro na face não chanfrada da lâmina. O material de revestimento duro pode ser aplicado por um processo de aspersão térmica em dois estágios. No primeiro estágio o revestimento é depositado por chama, plasma ou processo similar sendo a liga (*bonding*) melhorada por tratamento térmico secundário que envolve fusão e sinterização (BUSATIS GMBH 2000).

Devido à diferença de dureza entre a camada de revestimento e o substrato, a aresta da lâmina sofre diferenças no desgaste entre o material mais mole, que se desgasta mais rapidamente que o revestimento duro. Na aresta de corte uma parte do revestimento pode projetar-se além do material do substrato de forma a proporcionar para a lâmina um efeito de auto afiação durante o uso. Em uma etapa posterior o revestimento duro, que foi aplicado em várias camadas para a obtenção da espessura desejada, foi sinterizado em forno a 1100 °C para aumentar a aderência da camada revestida ao substrato. No caso da lâmina para picar milho, o revestimento é depositado com espessura de 0,15 mm. No caso da lâmina para cortar capim para silagem, o revestimento é depositado com espessura de 0,4 mm (BUSATIS GMBH 2000).

A Figura 46 mostra uma ponta de faca revestida adequadamente com baixa porosidade, muitas partículas de carbeto de tungstênio e um fio de corte com ponta aguda. Já a Figura 47 mostra uma ponta de faca revestida de forma inadequada com

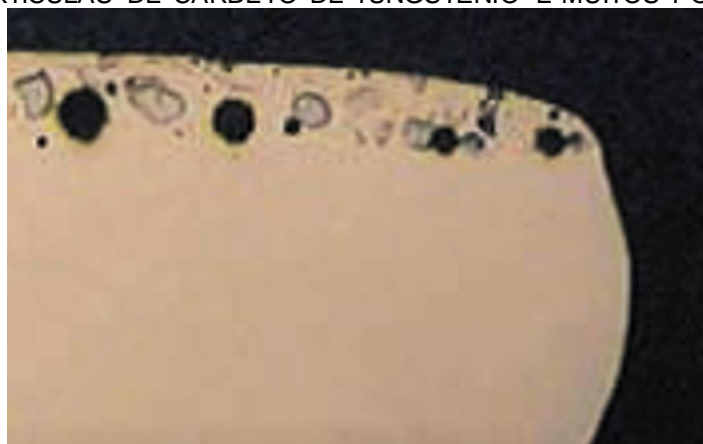
alta porosidade, poucas partículas de carbeto de tungstênio e um fio de corte com ponta arredondada (BUSATIS, 2015).

FIGURA 46 - FIO DE CORTE DE FACA REVESTIDA ADEQUADAMENTE COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO



FONTE: BUSATIS (2015).

FIGURA 47 - FIO DE CORTE DE FACA REVESTIDA DE FORMA INADEQUADA COM POUCAS PARTÍCULAS DE CARBETO DE TUNGSTÊNIO E MUITOS POROS



FONTE: BUSATIS (2015).

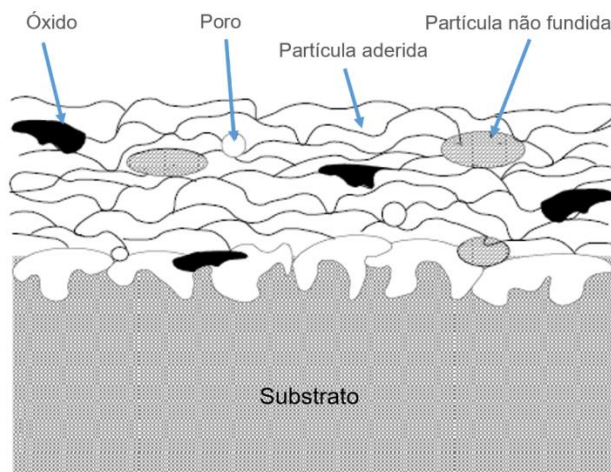
2.4 CARACTERÍSTICAS E PROPRIEDADES DOS REVESTIMENTOS

2.4.1 Aderência

A aderência está diretamente relacionada à limpeza e rugosidade da superfície. É necessário verificar antes de efetuar o revestimento possíveis falhas no material base, deve-se gerar uma superfície rugosa para adesão do revestimento, fazendo-se assim jateamento abrasivo ou usinagem e aplicação de material base. (MARQUES, 2003).

A ilustração da Figura 48 mostra claramente a estrutura típica da seção transversal de uma camada aspergida.

FIGURA 48 - SEÇÃO TRANSVERSAL DE UM REVESTIMENTO ASPERGIDO TERMICAMENTE, MOSTRANDO A RUGOSIDADE



FONTE: MARQUES (2003).

Na formação do revestimento são encontrados apenas uma porcentagem relativamente pequena de partículas do jato que impactam no substrato, algumas partículas caem prematuramente, algumas queimam ou vaporizam-se e algumas tornam-se “overspray” (normalmente são removidas por um sistema de exaustão). Os prováveis níveis de aderência são obtidos através da análise da porosidade de um revestimento, pois porosidade acima de determinados níveis é indicação de que as partículas do revestimento não aderiram suficientemente ao substrato, devido à pequena energia imposta pelo processo de aspersão (MARANHÃO, 2006).

Conforme Tavares (2009), o ensaio de tração ou de aderência pode propiciar três tipos básicos de fratura, sendo classificados em função do local predominante da ruptura:

- 1- Adesiva: a ruptura ocorre na interface revestimento/substrato (perda de aderência) expondo o substrato ao meio;
- 2- Coesiva: a ruptura ocorre entre as camadas do revestimento (falta de coesão), assegurando assim a proteção do substrato à ação do meio;
- 3- No adesivo: a ruptura ocorre em qualquer posição no adesivo ou nas suas interfaces. Neste caso o ensaio é inválido.

2.4.2 Porosidade

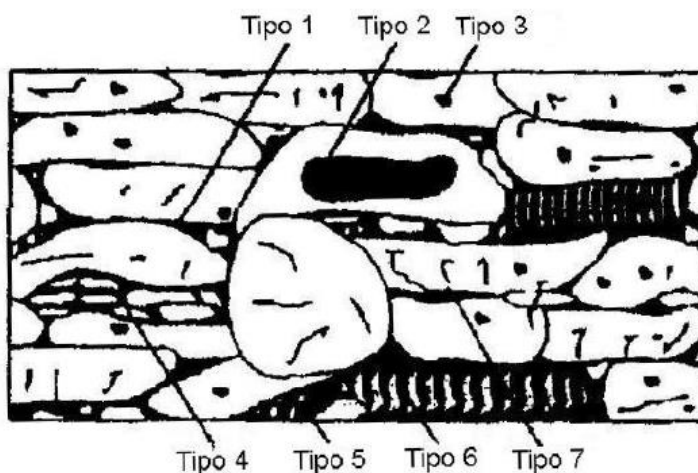
Os poros são defeitos com expansão predominante, em que os mesmos não são preenchidos com sólidos. Os revestimentos feitos por aspersão térmica são formados por superposição de partículas que apresentam um grau de porosidade alta ou baixa, dependendo das variáveis do processo. Esta porosidade pode consistir tanto em cavidades isoladas quanto em cavidades interconectadas, podendo dar acesso à penetração de líquido e gases existentes nos interstícios entre lamela/lamela e / ou lamela substrato. (MENEZES, 2007).

A porosidade ocorre devido à incompleta cobertura da superfície pelas partículas subsequentes que são aspergidas. A formação desses poros está relacionada com a temperatura, densidade, a tensão superficial, a viscosidade das partículas fundidas, a velocidade de impacto e a distribuição granulométrica.

A porosidade que expõe o substrato é conhecida como permeabilidade. Baixas temperaturas e/ou baixas velocidades de impacto, assim como partículas grandes, tendem a aumentar a porosidade. Maiores distâncias de aplicação de partículas aspergidas termicamente, assim como uma menor granulometria do pó, resultam em maiores valores de porosidades obtidas nos revestimentos (MARANHO, 2006).

A importância de se determinar a quantidade de poros nas camadas produzidas por aspersão térmica é a aceleração do processo de degradação do revestimento, com o aumento da porosidade. Segundo Menezes (2007), existem sete tipos de porosidades de revestimentos produzidos por aspersão térmica, como nos mostra a Figura 49.

FIGURA 49 - TIPOS DE POROSIDADES EXISTENTES NAS CAMADAS ASPERGIDAS



FONTE: MENEZES (2007).

Tipo 1: porosidade formada entre lamelas e causada pelo empilhamento de partículas separadas. Este tipo de porosidade pode estar relacionada ao tamanho da partícula aspergida e a características do material de alimentação.

Tipo 2: porosidade formada por bolsas de gás preso causadas pela turbulência do fluxo de gás durante o processo de aspersão

Tipo 3: porosidade manifestada na forma de bolhas de gás causada pela dissolução do gás no metal fundido que se desenvolveram com o resfriamento do metal.

Tipo 4: porosidade causada pela desintegração de partículas sólidas após o impacto, durante o processo de deposição.

Tipo 5: porosidade ocasionada pela condensação de partículas parcialmente evaporadas e que foram identificadas como partículas contendo resíduos de pó.

Tipo 6: porosidade resultante de contração na solidificação.

Tipo 7: porosidade que resulta em micro trincas, independentemente de sua origem de formação.

Percebe-se então a grande importância de se controlar e quantificar os poros, sendo importante ressaltar que poros finos entre lamelas são característicos da estrutura dos revestimentos aspergidos e nunca são completamente eliminados. (LIMA, 2007).

A quantificação da porosidade nas camadas produzidas por aspersão térmica é determinada através de ensaio metalográfico com microscópio ótico com a amostra previamente preparada, onde é possível a visualização das partículas aspergidas.

Conforme Paredes (2012), a porosidade consiste em cavidades isoladas ou de poros interconectados. É importante ressaltar que, através da AT, obtêm-se revestimentos com porosidade variável, normalmente considerada inerente a estes processos. Ela afeta diretamente propriedades físicas como condutividade elétrica e térmica, diminui a coesão das camadas e sua aderência ao substrato.

A quantidade de poros nos revestimentos aspergidos termicamente depende do material e das condições de aspersão de cada processo como, por exemplo, temperatura da chama ou do arco elétrico, gás de transporte, velocidade das partículas, distância da pistola ao substrato e tipo do substrato a ser aspergido.

Resultados experimentais apontam para dois tipos de porosidade associados aos revestimentos:

- Poros grosseiros, que estão presentes devido ao incompleto preenchimento dos interstícios entre as partículas depositadas, devido à fusão incompleta das partículas no momento do impacto, ou falta de energia cinética para se deformarem e acomodarem.

Conforme a Figura 50, um ângulo alfa (α) pequeno gera uma maior dificuldade para o total preenchimento do espaço, quando outra partícula colidir com o anteparo, o que não ocorre quando o ângulo alfa é superior a 90° , tornando-se mais fácil a ocupação de todos os espaços.

- Poros extremamente finos encontrados nos revestimentos aspergidos têm sido interpretados como incompleto contato entre as lamelas durante a formação da camada de revestimento.

FIGURA 50 - ESQUEMA DE PARTÍCULAS ASPERGIDAS FAZENDO ANALOGIA COM A TENSÃO SUPERFICIAL DE FLUIDOS



FONTE: PAREDES (2012).

A porosidade que expõe o substrato ao meio ambiente é conhecida como permeabilidade. É extremamente prejudicial às propriedades do revestimento bem como também em manter a integridade do substrato. Se o revestimento for uma barreira contra a corrosão e a permeabilidade possibilita o contato do substrato com o meio corrosivo, todo trabalho protetivo através do revestimento será perdido. Em geral, é considerado que camadas com mais de $300\ \mu\text{m}$ de espessura evitam o contato do meio corrosivo com o substrato.

Apesar de a porosidade causar perdas na aderência entre revestimento e substrato, junto com o aumento da ação corrosiva do meio, a existência de poros em algumas aplicações são desejáveis. Em revestimentos aspergidos empregados como barreiras térmicas, *TBC—Thermal Barrier Coatings*, a existência de 8 a 15% de porosidade aumenta sua capacidade de isolamento térmico. Consegue-se aumentar da mesma forma a resistência a choques térmicos e ciclos de temperatura pela presença de porosidade em depósitos aspergidos (MENEZES, 2007).

Os poros existentes permitem que gases e líquidos penetrem até o substrato causando a diminuição da vida útil do material devido à corrosão consequente.

2.4.3 Microestrutura

Assim como em outros materiais de engenharia, muitas das propriedades dos revestimentos dependem de sua microestrutura. Então para o entendimento das propriedades dos revestimentos é necessário interpretar como sua microestrutura é formada. (CORTÉS, 1998). A microestrutura dos revestimentos aspergidos e suas propriedades dependem muito dos fenômenos que ocorrem com as partículas durante seu trajeto até o substrato.

2.5 REVESTIMENTOS COM CARBETO DE TUNGSTÊNIO POR ASP

A aspersão térmica tem sido utilizada em muitas indústrias como uma tecnologia de revestimento versátil. Aplicações como rolos laminadores na fabricação de papel, eixos e parafusos em processos petroquímicos, tanques e moinhos na produção de alimentos e muitos outros dependem de revestimentos por aspersão térmica para proporcionar resistência à corrosão e desgaste para componentes metálicos.

Há vários tipos de processos por aspersão térmica disponíveis comercialmente e, continuamente, novos tipos são desenvolvidos. Um processo bem estabelecido é o processo por arco elétrico (ASP), que envolve a transformação da energia elétrica em calor. Neste processo funde-se o material do revestimento, que é então transferido à superfície do componente para rápida solidificação, formando uma camada espessa sobreposta (NIRANATLUMPONG, KOIPRASERT, 2011).

Há uma longa série de materiais para revestimentos por ASP na forma de arames metálicos, incluindo vários metais, ligas, e compósitos de matriz metálica (MMC). Os consumíveis são conhecidos como arames tubulares preenchidos com partículas duras dentro de uma capa metálica fina. Quando o revestimento é produzido, do arame preenchido, o tubo metálico forma uma matriz continua com as partículas do núcleo como segunda fase, no qual as partículas duras podem aumentar a dureza superficial e aumentar a resistência ao desgaste do componente revestido.

Um trabalho de Niranatlumpong e Koiprasert (2011), trata do estudo de revestimentos MMC onde os tubos do arame são de Ni e NiCr, e as partículas do núcleo são de boro, silício e carbeto de tungstênio. Durante o processo de deposição, B e Si supostamente difundem para dentro do Ni e NiCr como soluções sólidas de NiBSi e NiCrBSi, respectivamente. Por outro lado, as partículas de carbeto de tungstênio são adicionadas como partículas reforçadoras para aumentar a dureza e a resistência ao desgaste.

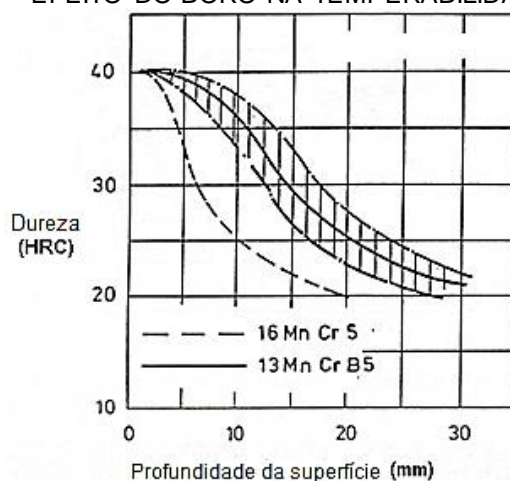
2.6 AÇO BORO PARA FACAS DE CORTE NA AGRICULTURA

O aço muito utilizado para faca na agricultura é o aço boro 10B38.

2.6.1 Características do aço boro

O efeito básico do boro no aço é o aumento da temperabilidade para dureza, que se torna evidente já em baixas concentrações, na faixa de 0,0010% de boro. O boro é adicionado ao aço não ligado ou de baixa liga para melhor temperabilidade na obtenção de dureza. Mesmo em quantidades muito pequenas como 100 ppm, o boro proporciona a mesma melhoria da temperabilidade que outros elementos mais caros, adicionados em quantidades muito maiores. Por exemplo, a adição de 30 ppm de boro no aço SAE substitui aproximadamente 1% Ni, 0,5%C, 0,2%Mn, 0,12%V, 0,3%Mo ou 0,4%Cr (TOTAL matéria, 2015). A Figura 51 mostra as curvas de temperabilidade do boro em aço de baixa liga (13MnCrB5) comparado ao mesmo aço sem boro.

FIGURA 51 - EFEITO DO BORO NA TEMPERABILIDADE DO AÇO



Fonte: TOTAL matéria (2015).

A adição de apenas 30 ppm de boro no aço que contém aproximadamente 0,15%C, 1%Mn e 0.9%Cr mostra um evidente aumento na dureza, de quase 50%, para uma profundidade maior da superfície comparado com um aço de composição idêntica, mas sem boro. De acordo com a Figura 51 não há diferença na dureza na superfície entre o aço contendo boro e o aço sem boro.

Portanto a dureza na superfície é determinada pela estrutura martensítica influenciada pelo teor de carbono. O efeito de aumentar a dureza pelo boro acontece somente abaixo da superfície.

O mecanismo que é decisivo para o incremento da temperabilidade é o retardamento pelo boro da transformação da austenita em bainita, ferrita e perlita, que são menos duras que a martensita.

É geralmente aceito que o pico de temperabilidade é atingido quando o teor de boro está entre 3 e 15 ppm. Se uma excessiva quantidade de boro está presente (>30 ppm), os constituintes do boro segregam-se na periferia do grão de austenita, o que não apenas diminui a temperabilidade, mas também diminui a tenacidade e pode causar trincas. O efeito do boro na temperabilidade do aço também depende do teor do carbono no aço. O efeito do boro aumenta na proporção inversa ao percentual de carbono presente (TOTAL matéria (2015)).

O boro tem que estar no estado atômico para melhorar a temperabilidade o que significa que cuidados devem ser tomados na produção do aço. O boro também pode tornar-se ineficaz se o seu estado é mudado através de tratamento térmico ineficaz. Por exemplo, temperaturas de austenitização altas devem ser evitadas, pois ocorrem certos precipitados de boro.

A temperabilidade é altamente dependente do comportamento do oxigênio, carbono e nitrogênio presentes no aço. O boro reage com o oxigênio para formar óxido de boro (B_2O_3); com o carbono para formar cementita de ferroboro ($Fe_3(CB)$) e carbeto de ferro boro ($Fe_{23}(CB)_6$); e com nitrogênio para formar nitreto de boro (BN).

A temperabilidade do aço boro é relacionada estreitamente às condições de austenização e geralmente é informado que diminui com aquecimento acima de 1000 °C. O aço boro também deve ser revenido a temperatura menor que aços liga com a mesma temperabilidade. O aço boro é utilizado em uma variedade de aplicações, como material contra desgaste e aço estrutural de alta resistência. Exemplos incluem ferramentas de estampagem, espadas e facas, lâminas de serras, vigas de segurança em veículos, etc. (TOTAL matéria, 2015).

Aços carbono-manganês-boro são geralmente especificados para substituição de aços ligas por questões de custo: aços C-Mn-B são muito mais baratos que aços liga com temperabilidade equivalente. Aplicações para estes aços incluem segmentos de escavadeiras, roletes, engrenagens de corrente, componentes de eixos e eixos biela/manivela (TOTAL matéria, 2015).

As vantagens do aço boro são: aumento da formabilidade a frio, dureza mais baixa para estampagem, proporcionando aumento da vida da ferramenta de estampagem, melhoria da soldabilidade devido ao baixo teor equivalente de carbono, temperaturas mais baixas de revenimento, que proporciona economia de energia e boa resposta à cementação (TOTAL matéria, 2015).

2.7 TRATAMENTO TÉRMICO DO AÇO PARA FACAS DE CORTE NA AGRICULTURA

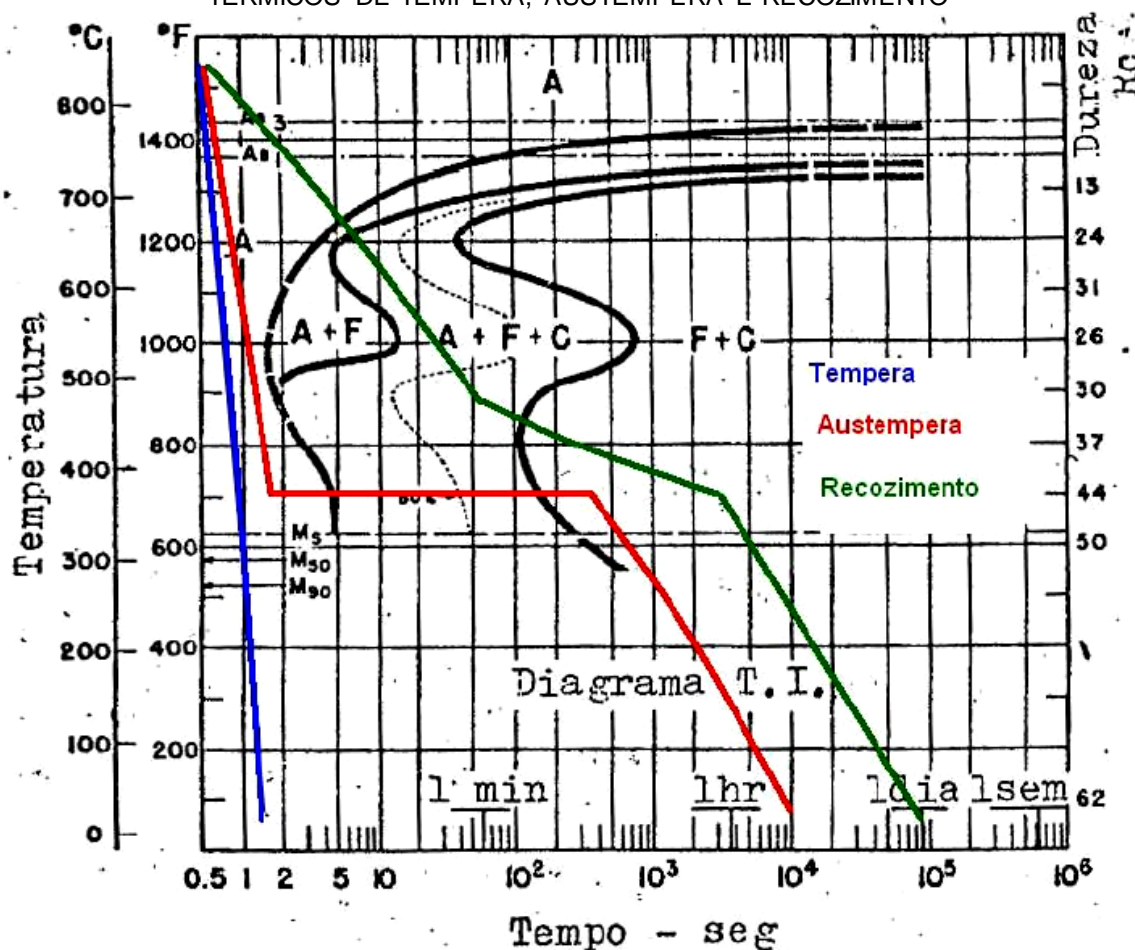
O tratamento térmico recomendado para facas de corte na agricultura é a austêmpera que proporciona maior segurança por ter maior resistência ao impacto.

2.7.1 Processo de austêmpera do aço

Austêmpera é um processo de tratamento térmico que proporciona a dureza necessária com mais tenacidade que o processo alternativo de têmpera e revenimento. Este processo é necessário para peças que estão sujeitas à fadiga.

A Figura 52 mostra os diagramas tempo temperatura transformação (TTT) de transformação no resfriamento contínuo para o aço ABNT 5160. No processo de austêmpera deseja-se a obtenção da microestrutura da bainita. Para isto é necessário um resfriamento rápido até temperatura acima da linha Ms e manutenção nesta temperatura até a completa transformação da austenita em bainita. Este processo isotérmico leva de 20 a 60 minutos, dependendo do tipo de aço e da qualidade desejada.

FIGURA 52 - CURVATT PARA O AÇO ABNT 5160, MOSTRANDO OS TRATAMENTOS TÉRMICOS DE TÊMPERA, AUSTÊMPERA E RECOZIMENTO



Fonte: ZEPTER (2007).

Para a transformação isotérmica em 280 °C é necessário a utilização de banhos de sal fundido a base de nitrito de sódio, nitrato de sódio e nitrato de potássio. Como as peças arrastam este sal para fora do banho de sal quando são retiradas, devem ser lavadas em água. O processo torna-se caro pelo investimento no banho de sal que deve ser aquecido, pelo consumo de sal e pelo tratamento da água de lavagem para descarte.

A Figura 52 ainda mostra o ciclo térmico da austêmpera do aço ABNT 5160 (linha vermelha) em comparação com o ciclo térmico da têmpera (linha azul). A Figura 53 mostra a microestrutura do aço ABNT 5160 austemperado evidenciando presença da bainita.

FIGURA 53 - AMOSTRA AUSTEMPERADA DO AÇO ABNT 5160, MOSTRANDO CLARAMENTE O CRESCIMENTO DA BAINITA INFERIOR EM DIVERSAS DIREÇÕES (AUMENTO DE 2500 X)

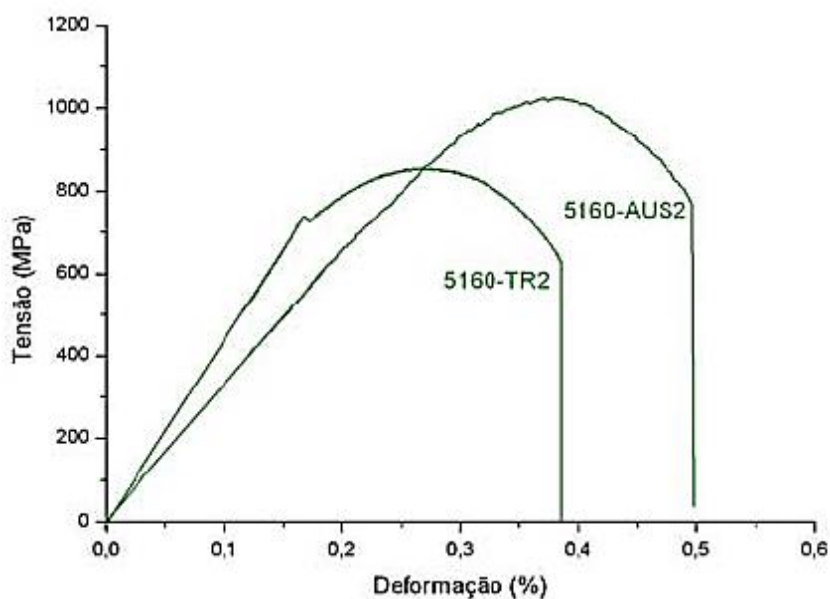


Fonte: ZEPTER (2007).

2.7.2 Propriedades do aço austemperado

O aço austemperado apresenta propriedades superiores em relação ao mesmo aço temperado/revenido para a mesma dureza, conforme pode ser visto na Figura 54, que mostra que o aço austemperado permite uma deformação bem maior (5160 AUS2) do que o aço temperado e revenido (5160 TR2).

FIGURA 54 - COMPARAÇÃO DA DEFORMAÇÃO VERSUS TENSÃO DO AÇO AUSTEMPERADO E TEMPERADO/REVENIDO



Fonte: ZEPTER (2007).

A Tabela 5 compara as propriedades mecânicas do aço ABNT 4160 austemperado com o mesmo aço temperado e revenido.

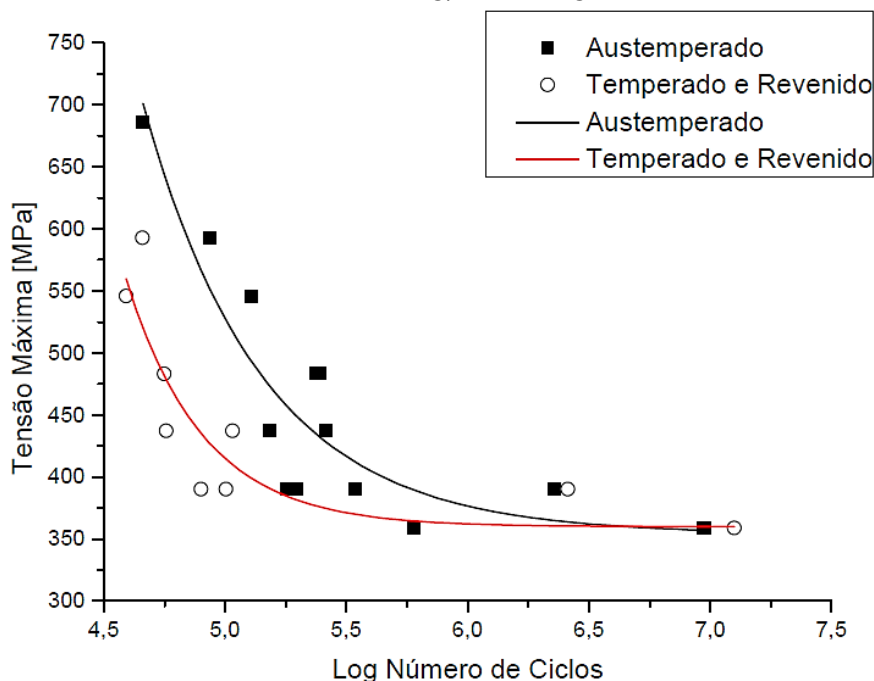
TABELA 5 - RESULTADOS OBTIDOS NO ENSAIO DE TRAÇÃO DO AÇO ABNT 4160 AUSTEMPERADO E TEMPERADO/REVENIDO

Material	Limite Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Ductilidade (%)
Temperado e Revenido	700	800	40
Austemperado	850	1025	48,5

Fonte: ZEPTER (2007).

A Figura 55 mostra as curvas de "tensão/número de ciclos" do aço ABNT 5160, na condição de temperado e revenido (dureza de 42-44 HRC), obtidos em ensaios de fadiga flexo-rotativa e também esta curva para o mesmo aço, porém submetido a tratamento de austêmpera para mesma faixa de dureza. Nota-se que para as duas condições o limite de ciclos de fadiga é o mesmo para tensões baixas (375 MPa), ou seja, o tratamento térmico não influencia a fadiga do material para situações de baixa tensão. Em situações de alta tensão, os melhores resultados foram obtidos para a condição austemperada. Isto decorre principalmente da maior tenacidade que a condição austemperada apresenta.

FIGURA 55 - COMPARAÇÃO DA RESISTÊNCIA À FADIGA DO AÇO AUSTEMPERADO E TEMPERADO/REVENIDO



Fonte: ZEPTER (2007).

2.8 TESTE POR ABRASÃO COM IMPACTO

Para simular condições reais de corte na agricultura, onde ocorre desgaste por abrasão com impacto, Franek et al (2009), desenvolveram uma máquina que denominaram de *CIAT* (*Continuous Impact Abrasion Test*) que é mostrado na Figura 113 e Figura 57. Esta máquina não é normatizada.

FIGURA 56 - TAMBOR DO EQUIPAMENTO DE TESTE POR ABRASÃO COM IMPACTO CONSTRUÍDO POR FRANEK, KIRCHGASSNER E BADISCH, EM OPERAÇÃO



Fonte: FRANEK et al. (2009).

FIGURA 57 - TAMBOR DO EQUIPAMENTO DE TESTE POR ABRASÃO COM IMPACTO REFERENCIADO NO CATÁLOGO DA EUTECTIC CASTOLIN



Fonte: EUTECTIC CASTOLIN (2015).

O equipamento para realizar o “teste por abrasão com impacto” consiste de um tambor externo que gira em baixa rotação (60 rpm) e um rotor interno que gira com rotação maior (650 rpm) onde os corpos de prova estão montados. O tambor é carregado com uma quantidade definida de abrasivo e é responsável por um fluxo contínuo de partículas abrasivas impactando os corpos de prova em alta velocidade (Figura 56).

Na máquina utilizada por Franek et al. (2009), as partículas abrasivas entram em contato com a amostra (a superfície exposta ao abrasivo tem dimensões de 2,5 cm x 1,0 cm) na velocidade de impacto de aproximadamente 10 m/s. Para os experimentos dois tipos de abrasivos são utilizados. Inicialmente, são carregados 5 kg de areia de sílica fina (1,6 – 2,2 mm) e depois 1,0 kg de partículas grossa de corundum (5 -10 mm) para energia de impacto maior. A duração dos testes é determinada em 60 minutos para a areia de sílica fina e 20 minutos para as partículas de corundum grosseiras. Cada teste é repetido 3 vezes no equipamento utilizado por Franek et al. (2009).

Para correlacionar os testes de baixo e alto impacto a taxa de desgaste é dada em perda de massa do corpo de prova dividido pelo tempo de teste e a massa do abrasivo utilizado. A areia de sílica fina corresponde a um nível baixo de desgaste enquanto o nível alto de energia das partículas grossas de corundum resulta em um regime de desgaste severo (FRANEK et al. 2009)

A Eutectic Castolin (2015) no seu catálogo de revestimentos informa na página 8 dois métodos de teste de desgaste:

- a) Teste de abrasão ASTM G65;
- b) *CIAT – Continuous Impactand Abrasion Test*, que é a máquina de teste de desgaste por abrasão com impacto similar à construída pelo autor deste trabalho (FIGURA 57).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS E PROCEDIMENTOS

3.1.1 Material do Substrato

Para o substrato das facas de corte foi utilizado o aço AISI 10B38 e também o aço AISI 5160 A composição química destes aços é mostrada na 6.

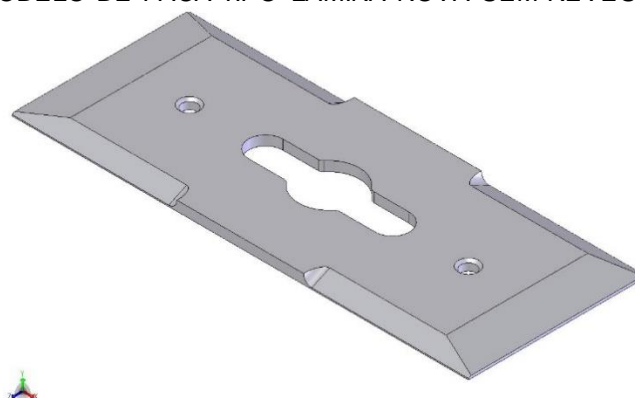
TABELA 6 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DOS SUBSTRATOS (FACAS) UTILIZADOS

Material do Substrato	Elemento químico (% em massa)						
	C	Mn	B	Cr	Si	P	S
Aço 10B38	0,35	0,60	0,0005	-	0,15	0,03(máx.)	0,04 (máx.)
	0,42	0,90	0,0030		0,30		
Aço 5160	0,56	0,75	-	0,70	0,15	0,03 (máx.)	0,04 (máx.)
	0,64	1,00		0,90	0,30		

FONTE: BLUE BLADESTEEL (2016).

A Figura 58 mostra o modelo de faca utilizado nos experimentos desta tese.

FIGURA 58 - MODELO DE FACA TIPO LÂMINA NOVA SEM REVESTIMENTO



Fonte: O autor (2016).

Para evitar a quebra no caso de choque contra uma pedra ou pedaço de madeira, as lâminas (substrato) foram austemperadas para dureza de 50 – 52 HRC para terem alta tenacidade.

A patente US 5,916,114 trata de facas para corte vegetal formado de aço boro, como o aço 10B38 que é tratado termicamente para se obter elevada dureza de 48 Rockwell C ou acima, dureza necessária para facas utilizadas na agricultura.

Para referência, a faca fabricada em aço 10B38, conforme a patente US 5,916,114 adquiriu dureza alta por tratamento térmico, mas, devido à composição química ainda apresentou tenacidade suficiente para desempenhar satisfatoriamente como faca e corte, em particular para ser aprovado em testes de impacto convencionais. Além disto, o teor de carbono baixo viabiliza o trabalho a frio.

A lâmina conformada foi chanfrada e submetida a processo de tratamento térmico por austêmpera no qual as facas foram aquecidas inicialmente a 867 °C. As lâminas aquecidas foram então austemperadas em banho de sal líquido a 278 °C durante 20 minutos. Em seguida, as lâminas temperadas foram resfriadas ao ar. Este processo de tratamento térmico elimina a necessidade de revestimento posterior.

O aço 10B38 é normalmente tratado para a dureza de 50 HRC. O teste de impacto Charpy do material tratado é de 18 ft.lbs. Para comparação, o material utilizado antes para as facas era o AISI 9255, com dureza de 46 HRC e teste de impacto Charpy de apenas 12 ft.lbs (Patente US 5,916,114).

3.1.2 Materiais do Revestimento

As facas (substratos) foram revestidas pelo processo de arco spray (ASP) utilizando a liga DIN 8555 MF 21/22-UM-60-CG fabricada pela Durum do Brasil, que compreende uma matriz de C-Fe-W-Co com partículas de carboneto de tungstênio reciclado (veja o ANEXO I).

O revestimento é a camada dura que deve resistir à abrasão e foram dados vários passes até obter a espessura entre 300 a 400 µm. A Tabela 7 mostra a dureza e a aplicação do revestimento com o arame Durmat OA Br. A Tabela 8 apresenta a composição química média do arame Durmat AO, fornecida pelo fabricante Durum do Brasil.

TABELA 7 - DUREZA E APLICAÇÃO DO ARAME DURUM OA BR

Produto	Norma EM 14700 (DIN 8555)	Dureza HB e HRc	Aplicação
Durmat OA Br	T Fe 20 (MF 21-65-GZ)	70 Rc	Partes sujeitas a abrasão severa

Fonte: Durum do Brasil

TABELA 8 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO ARAME PARA REVESTIMENTO

Material do arame	Elemento químico (% em massa)			
	C	Co	W	Fe
Arame Durmat AO Br	2,8	0,14	39,77	Resto

Fonte: Durum do Brasil

3.2 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

Para um experimento exploratório justifica-se o uso de ferramentas estatísticas que auxiliem na tomada de decisão. Uma dessas ferramentas é o método de Taguchi (LIRA, 2012).

O planejamento experimental de Taguchi é um método de desenho de experimentos que permite avaliar como diferentes parâmetros afetam a média e a variância de uma característica de desempenho do processo. O delineamento de experimentos proposto por Taguchi envolve o uso de matrizes ortogonais, para organizar os parâmetros que afetam o processo, e os níveis, que devem ser variados, permitindo a coleta de dados necessários para determinar quais os fatores que mais afetam a qualidade do produto, com uma quantidade mínima de experimentos, poupando assim, tempo e recursos (LIRA, 2012; ROY, 2001; TAGUCHI et al, 1990).

A análise da variância sobre os dados coletados, a partir do desenho de experimentos, pode ser usada para selecionar novos valores de parâmetros, ou seja, para otimizar a característica de desempenho (LIRA, 2012).

Entre os arranjos previstos pelo planejamento de Taguchi, o que se adapta ao interesse deste estudo é o arranjo ortogonal L9, que permite trabalhar com 4 fatores e 3 níveis cada. A Tabela 9 mostra um planejamento genérico com os fatores e seus níveis e a Tabela 10 apresenta o modelo genérico para o L9.

TABELA 9 - PLANEJAMENTO GENÉRICO, FATORES E NÍVEIS

Fator	Nível		
A	1	2	3
B	1	2	3
C	1	2	3
D	1	2	3

Fonte: Lira (2012).

TABELA 10 - ARRANJO ORTOGONAL L9 DE TAGUCHI

Experimento	A	B	C	D
1	1	1	1	1
2	1	2	2	2
3	1	3	3	3
4	2	1	2	3
5	2	2	3	1
6	2	3	1	2
7	3	1	3	2
8	3	2	1	3
9	3	3	2	1

Fonte: Lira (2012).

De uma forma geral, a análise dos resultados pode ser feita de duas maneiras diferentes. Uma delas é mediante uma série de gráficos e a outra, mediante a análise da variância.

As respostas dadas pelo planejamento de Taguchi permitem verificar, em forma de gráficos, a influência que todos os fatores estudados exercem sobre as médias, a intensidade dessa influência e qual nível influencia positivamente sua resposta. Já a análise da variância, resultante da comparação das médias das respostas do arranjo ortogonal, calculado sobre a soma das respostas para cada nível em cada fator, revela se existe significância nos fatores, permitindo assim haver uma validação estatística da interpretação dos gráficos de influência (LIRA, 2012; TAGUCHI et al, 1990). Ou seja, é possível analisar cada fator independentemente para a mesma resposta, bem como qual o nível deste fator que produz o melhor resultado nesta resposta.

3.3 ATIVIDADES EXPERIMENTAIS

3.3.1 Preparação da superfície para aspersão

3.3.1.1 Jateamento do substrato da lamina de aço 10B38

As amostras de facas de corte de base de colhedora de cana foram preparadas através de jateamento abrasivo para obter a superfície adequada para a aplicação dos revestimentos.

A superfície para deposição do revestimento na lâmina de corte recebeu a limpeza por jateamento conforme norma ISO 8501-1 e NACE-3 até Sa3. As amostras

passaram pelo processo de jateamento a ar comprimido com partículas de óxido de alumínio, granulometria 24 por 5 minutos. O abrasivo utilizado foi o óxido de alumínio marrom TBR 20 ANSI/FEPA da marca Elfusa Geral de Eletrofusão Ltda.

Na Tabela 11 são apresentados os parâmetros do jateamento realizado de forma manual.

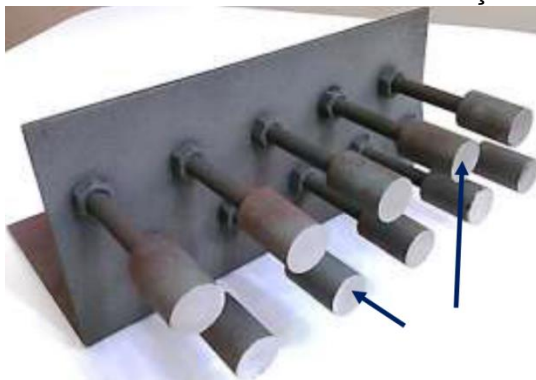
TABELA 11 - PARÂMETROS UTILIZADOS NO JATEAMENTO DA SUPERFÍCIE	
Parâmetro	Nível
Abrasivo	Óxido de alumínio # 24
Pressão do jateamento	700 kPa
Distância de jateamento	100 mm
Tempo de jateamento	5 minutos
Ângulo de jateamento	90°

3.3.1.2 Jateamento dos tarugos e chapas para ensaio de aderência por tração e dobramento.

Foram utilizados corpos de prova cilíndricos do aço ao carbono 1020 com 25,4 mm de diâmetro e 25,4 mm de comprimento, conforme a norma ASTM – C633/01 para avaliar a aderência por tração. Na Figura 59 pode ser visto o gabarito de aspersão com os corpos de prova.

A superfície para deposição do revestimento no cilindro recebe a limpeza por jateamento conforme norma ISO 8501-1 e NACE-3 até Sa3 em duas condições, com alumina reutilizada ou alumina N° 24, virgem.

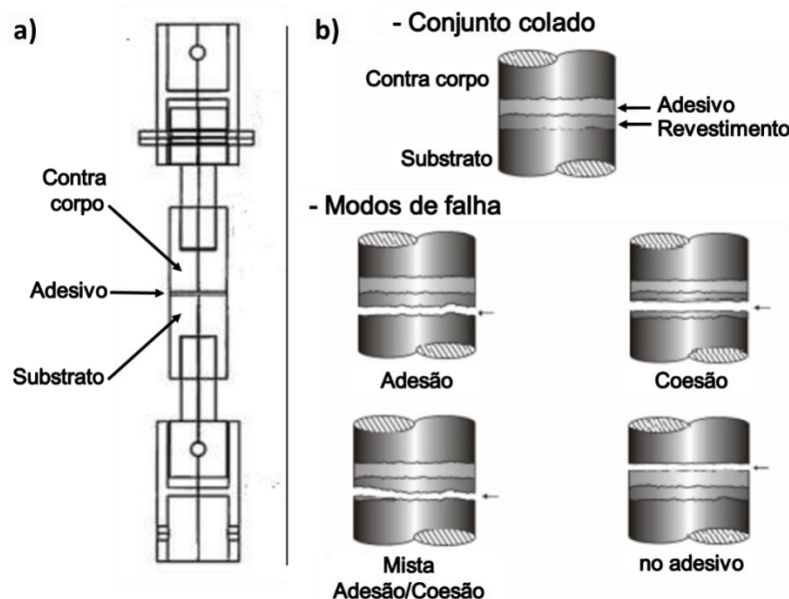
FIGURA 59 - GABARITO PARA JATEAMENTO E DEPOSIÇÃO DOS REVESTIMENTOS PARA ENSAIO DE ADERÊNCIA POR TRAÇÃO



Fonte: o autor (2016).

Durante a realização do ensaio de aderência por tração, utilizou-se um dispositivo de auto alinhamento, garantindo que ocorra uma carga em tração pura. O corpo de prova tem uma rosca tipo M12 de fixação em sua base, localizada ao centro para acoplamento ao conjunto de auto alinhamento, conforme a Figura 60 a).

FIGURA 60 - a) DISPOSITIVO PADRÃO DE AUTO ALINHAMENTO PARA ENSAIO DE ADERÊNCIA POR TRAÇÃO; b) TIPOS DE RUPTURA APÓS ENSAIO



FONTE: ASTM-C633/01.

Também foi avaliada a aderência por dobramento em chapas do aço carbono 1020 de 100 x 50 x 1,2 mm para qualificar os procedimentos de deposição das ligas de NiAl e C-Fe-W-Co. Na Figura 61 mostra-se o gabarito de deposição das chapas de dobramento e o procedimento de avaliação da aderência por dobramento.

FIGURA 61 - APARATO PARA ENSAIO DE DOBRAMENTO



Fonte: O autor (2016).

3.4 ASPERSÃO TÉRMICA

3.4.1 Aspersão térmica a arco ASP das facas de corte

Utilizou-se a aspersão térmica a arco, ASP, para a deposição das ligas em estudo. A deposição dos revestimentos foi realizada com o auxílio de uma fonte Eutronic Arc Spray, com fonte de energia Eutronic Arc Spray 4 com ciclo de trabalho de 350 A a 100%. Neste equipamento o alimentador dos arames foi montado na fonte de energia e gira livremente ou pode ser removido para acompanhar o operador mais perto da área de trabalho. A tocha deste equipamento é um dos diferenciais, pois, foi projetada com o exclusivo sistema “Synchrodrive”, e apresenta as seguintes vantagens:

- Alimentação contínua dos arames na mesma tocha;
- Tocha muito leve: 2,3 kg;
- Fácil troca dos bicos de contato e bocais;
- Não necessita troca de roldanas em função do tipo de arame;
- O sistema de tracionamento “Push-Pull” é mecânico, sem motor na tocha.

Os parâmetros utilizados como variáveis de deposição do processo ASP são apresentados na Tabela 12. Os parâmetros de tensão, corrente e pressão foram baseados nos recomendados pelo fabricante do arame e limitados pela estabilidade do jato de aspersão, que é inerente ao próprio processo de deposição, ou seja, foram testados os valores de níveis dos parâmetros que apresentavam boa estabilidade de deposição, sem interrupções do fluxo de aspersão.

TABELA 12 - PARAMETROS E NIVEIS UTILIZADOS NA ASPERSÃO TÉRMICA

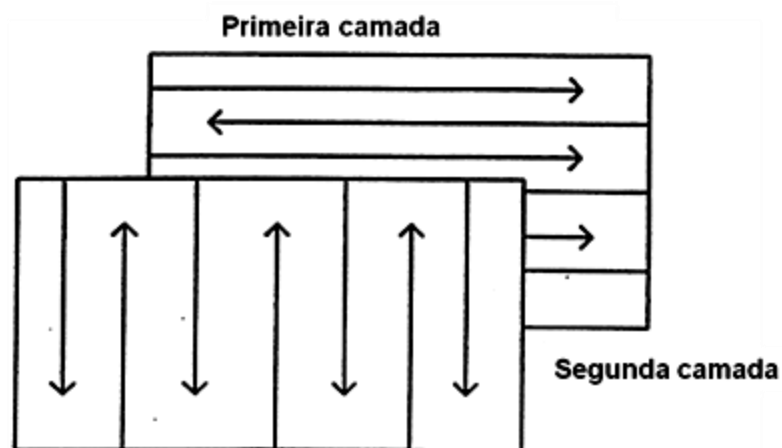
PARAMETROS	NÍVEL
Tensão (V)	30
Corrente (A)	180, 200 e 220
Distância (mm)	100, 200 e 300
Pressão (bar)	3, 4 e 5
Pré-aquecimento (°C)	150, 250 e 350

Fonte: o autor (2016).

A deposição foi alternada segundo recomendação da Norma 2568 da Petrobrás, depositando uma primeira camada horizontal e a seguinte vertical, e

sucessivamente até atingir a espessura desejada. A Figura 62 mostra um esquema do procedimento.

FIGURA 62 - ESQUEMA DO PROCEDIMENTO DE DEPOSIÇÃO DOS REVESTIMENTOS MOVIMENTOS E CAMADAS QUE CONSTITUEM UM PASSE DE ASPERSÃO TÉRMICA



Fonte: Norma Petrobrás N-2568.

A Figura 63 apresenta o procedimento manual de deposição por aspersão térmica ASP.

FIGURA 63 - IMAGEM DA REALIZAÇÃO DA ASPERSÃO PELO PROCESSO DE ASPERSÃO POR ARCO ELÉTRICO



Fonte: o autor (2016).

3.5 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

O planejamento experimental adotado na etapa das deposições dos revestimentos foi o planejamento de Taguchi com um arranjo ortogonal L9, com 4 fatores à 3 níveis, este planejamento permite aplicar algumas ferramentas estatísticas o que têm a finalidade de auxiliar na tomada de decisão (LIRA, 2012).

O arranjo ortogonal de Taguchi permite fazer um ranqueamento dos fatores a fim de que seja possível identificar qual é o mais influente entre os que se mostraram significativos. Isto é possível através das diferenças entre as médias das respostas de cada nível para cada fator, ou seja, a diferença entre os efeitos de cada nível. Junto ao ranqueamento, as análises gráficas destes efeitos permitem que seja facilmente identificado qual é o melhor nível de cada fator (LIRA, 2012).

Após o resultado da análise de variância apresentar quais fatores são significativos, o ranqueamento apresenta qual é o fator de maior influência para a resposta e a análise gráfica permite identificar qual é o melhor nível de cada fator. É necessário identificar a diferença significativa entre estes níveis, ou seja, se existe diferença estatística entre os níveis. Para tanto é utilizado um teste de comparação entre níveis, sendo este chamado de teste de diferença honestamente significativa (*Honestly Significant Difference - HSD*) de Tukey ou simplesmente teste Tukey.

Todas as análises citadas foram realizadas com o auxílio de um software de análise estatística, o Minitab® 16.1.0, o qual permite realizar diretamente o planejamento de Taguchi, bem como facilita a construção dos gráficos.

Os revestimentos por ASP foram conduzidos conforme parâmetros apresentados na Tabela 13 são apresentados estes parâmetros no arranjo ortogonal L9, ou seja, são definidos as 9 combinações (testes) de fatores e níveis utilizados.

Para as atividades de aspersão das facas e dos corpos de prova para as medições de aderência foram controladas a umidade ambiental [inferior a 70%], segundo recomendação da norma 2568 da Petrobrás.

O preaquecimento foi realizado com maçarico a chama utilizando gás propano, e controle da temperatura mediante medidor de temperatura infravermelho tipo Fluke 63 de marca Fluke

TABELA 13 - PARÂMETROS UTILIZADOS PARA A ASPERSÃO SEGUNDO METODOLOGIA TAGUCHI – L9

TESTE	CORRENTE (A)	DISTÂNCIA (mm)	PRESSÃO (bar)	PRÉ-AQUECIMENTO (°C)
1	180	100	3	150
2	180	200	4	250
3	180	300	5	350
4	200	100	4	350
5	200	200	5	150
6	200	300	3	250
7	220	100	5	250
8	220	200	3	350
9	220	300	4	150

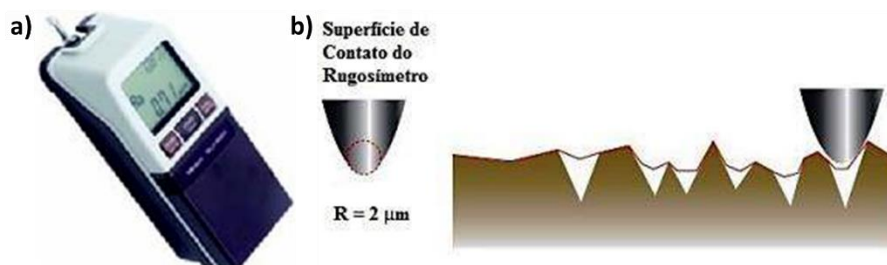
Fonte: o autor (2016).

3.6 CARACTERIZAÇÃO

3.6.1 Medição da rugosidade dos substratos

As medidas de rugosidade superficial foram feitas pelo rugosímetro da marca MITUTOYO SJ-201, seguindo a norma para medição ABNT NBR 6405. Esse equipamento é capaz de fornecer as medidas em Ra: desvio médio aritmético; Rz: altura das irregularidades em dez pontos; Ry: altura máxima das irregularidades; RSm: espaçamento médio das irregularidades nas medições horizontais. A medição é por contato como apresentado na Figura 64.

FIGURA 64 - IMAGEM DO RUGOSIMETRO E PROCEDIMENTO DE MEDIÇÃO



Fonte: O autor (2016).

Foram realizadas medições em 10 pontos de medição, 5 verticais e 5 horizontais aos corpos de prova.

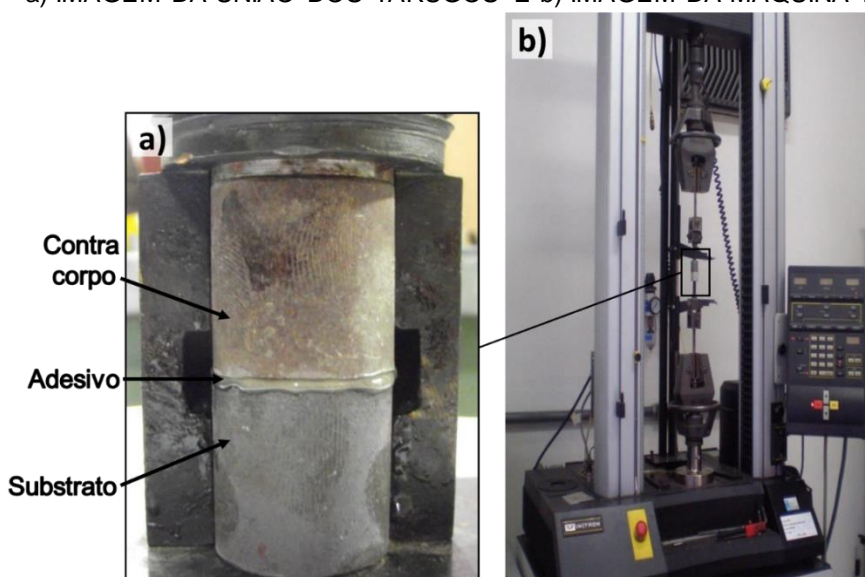
3.6.2 Medição da espessura dos revestimentos

As espessuras dos revestimentos foram medidas em seções transversais embutidas, através do microscópio.

3.6.3 Medição da aderência por tração

Para a união dos tarugos (somente jateado unido ao revestido) foi utilizado um dispositivo de posição e colado com um adesivo epóxi Araldite Profissional, segundo observado na Figura 65 a). O ensaio foi realizado no equipamento da marca Instron, modelo 4467, no LACTEC. (Figura 65 b)).

FIGURA 65 - a) IMAGEM DA UNIÃO DOS TARUGOS E b) IMAGEM DA MÁQUINA DE TRAÇÃO



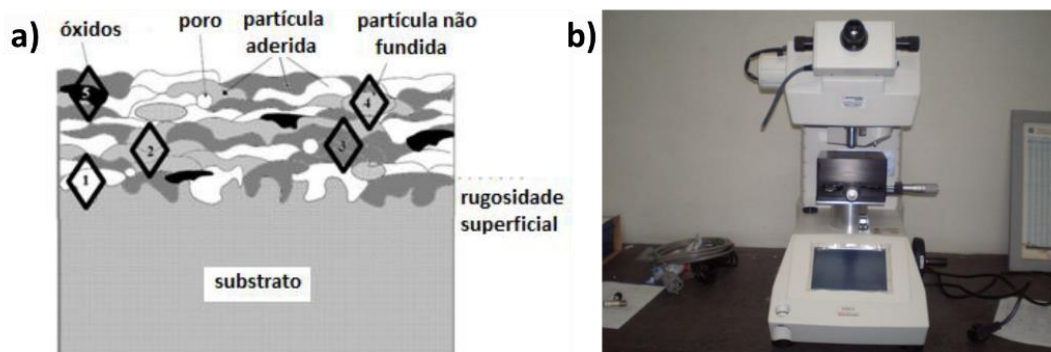
Fonte: o autor (2016).

3.6.4 Medição da dureza

A dureza Vickers baseia-se na resistência que o material oferece à penetração de uma pirâmide de diamante de base quadrada e ângulo entre faces de 136° , sob uma determinada carga. Os corpos de prova foram embutidos na máquina Arotec Pré-30, com baquelite marrom, em seguida lixados e polidos. Foram feitas 5 indentações, sem espaçamento pré definido mas tomando cuidado de se fazer as marcações em fases diferentes, verificada pela diferença na coloração, conforme Figura 66 a), em cada corpo de prova. A carga aplicada foi de 300g por 15 segundos,

o equipamento utilizado foi o HMV Shimadzu, Figura 66 b). As medições foram feitas de acordo com a norma ASTM E384.

FIGURA 66 - a) DESENHO ESQUEMÁTICO DAS IDENTIFICAÇÕES E b) EQUIPAMENTO DE MEDIÇÃO DE MICRODUREZA



Fonte: (TREVISANI et al. 2011)

Fonte: o autor (2016).

3.6.4.1 Análises de porosidade e teor de óxidos

Para a medição da porosidade e teor de óxidos foram preparadas amostras metalográficas de seções transversais dos revestimentos.

Na preparação dos corpos de prova para análise por microscopia seguiram-se os procedimentos de corte com fluido refrigerante (Arotec-COR40), embutimento em baquelite e em sequência lixamento com lixas d'água #120, #220, #320, #600, #1200, #2000, #3000, girando 90° a cada lixa, finalizando com polimento em alumina 1,0 µm. Foram observadas as indicações conforme ASTM E1920-03 (2008), na utilização da microscopia ótica para análise da porosidade e da microestrutura.

A análise de imagens para quantificar o percentual de poros e fração em área de óxidos foi realizada através da conversão das imagens de MEV de tons de cinza com 16 bits para 8 bits, conforme a norma ASTM E2109 (2014), em seguida convertida para três cores distintas: amarelo, verde e vermelho.

Com a definição de cada microconstituente através da técnica de “treshhold”, onde são definidos os limites do tom de cinza dos poros, óxidos e fase metálica, calcula-se a fração em área de cada fase na imagem. Nesta técnica, utilizaram-se imagens da seção transversal, com ampliações de 2000x (melhor precisão para identificar poros) e 500x (melhor precisão para identificar óxidos).

A área relativa de cada cor foi então mensurada, definindo-se a fração em área de cada microconstituente. Para este procedimento foi utilizado o software de análise

de imagens Analysis, fabricante Olympus. Foram efetuadas medições de 5 áreas para cada amostra e tomada a média dos resultados.

3.6.5 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Através do MEV, foi feito um estudo da microestrutura, o que possibilitou a obtenção de imagens com alta resolução do revestimento e sua análise química através do dispositivo EDS acoplado. Utilizou-se um microscópio eletrônico de varredura modelo XL30 da marca Philips. A morfologia dos revestimentos foram analisadas com tensão de aceleração de 20 kV, altura de 15 mm e com os detectores BSE (elétrons retro espalhados).

A análise da composição química, semi-quantitativa, foi realizada por micro-análise de energia dispersiva (EDS) utilizando detector de energia dispersiva de raios X marca EDAX, acoplados ao microscópio eletrônico de varredura (MEV), ambos os equipamentos instalados nos laboratórios de materiais do LACTEC.

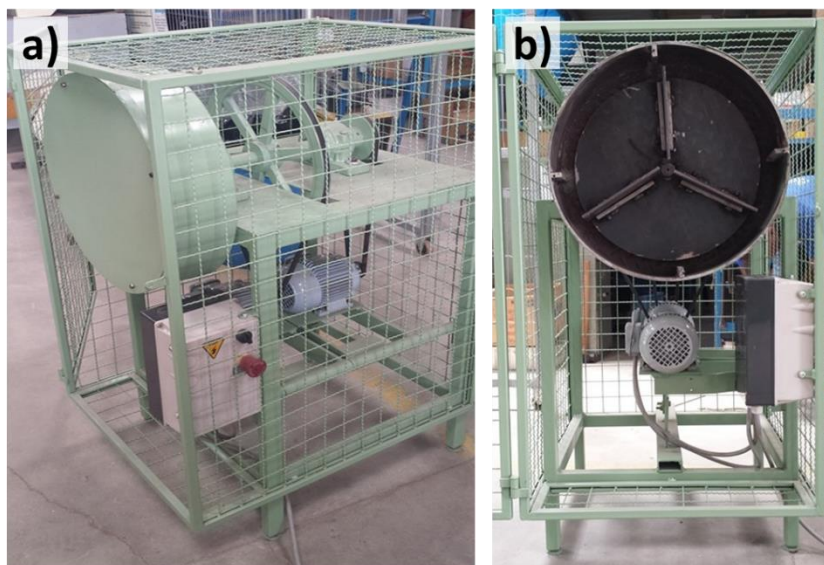
Para o mapeamento da distribuição da composição química na microestrutura foi utilizado a técnica de mapeamento por EDS. Nesta análise é realizada uma série de varreduras de EDS sobre uma determinada área, sendo associada uma cor a cada elemento permitindo assim visualizar a distribuição dos elementos nesta área, ou seja, é possível mapear a área analisada em função dos elementos presentes na microestrutura.

3.7 TESTE POR ABRASÃO COM IMPACTO

O autor deste trabalho desenvolveu uma máquina de teste para avaliar o revestimento por abrasão com impacto, simulando as condições de trabalho no campo, com o projeto construtivo baseado no artigo do Franek et al. (2009).

A Figura 67 mostra a fotografia desta máquina construída.

FIGURA 67 - EQUIPAMENTO DE TESTE POR “ABRASÃO COM IMPACTO” CONSTRUÍDO PELO AUTOR DESTES TRABALHOS, PARA TESTE DE DESGASTE COM IMPACTO BASEADO EM FRANEK ET AL.(2009)



Fonte: O autor (2016).

- a) vista geral do equipamento;
- b) detalhe do tambor de ensaio abrasivo para areia fina e grosseira.

O equipamento observado acima para realizar o teste por “abrasão com impacto” consiste de um tambor externo que gira em baixa rotação (60 rpm) e um rotor interno que gira com rotação maior (650 rpm) onde os corpos de prova estão montados. O tambor é carregado com uma quantidade definida de abrasivo e é responsável por um fluxo contínuo de partículas abrasivas impactando nos corpos de prova em alta velocidade. Assim, as partículas abrasivas atingem a superfície das amostras com velocidade aproximada de 10 m/s.

3.7.1 Testes realizados no “Equipamento de teste por abrasão com impacto”.

Inicialmente as amostras foram testadas com alto ângulo (90 graus). As amostras (três cada vez) foram testadas durante 3 minutos. Cada teste foi repetido quatro vezes, totalizando 12 minutos, para verificação de eventuais tendências. Foram utilizadas partículas de pedra britada com tamanho médio de 8 mm, vide Figura 68.

FIGURA 68 - PARTÍCULAS DE PEDRA BRITADA UTILIZADAS NA ABRASÃO COM IMPACTO



Fonte: o autor (2016).

O desgaste gerado pelo ensaio de abrasão com baixo ângulo (0 graus), que simula a condição real das facas do corte de base de colhedoras de cana, também foi analisado em função da área desgastada. Neste teste, o valor de área considerada desgastada foi obtido pela diferença entre a condição inicial (antes do teste) e após tempos pré-determinados de ensaio na máquina de desgaste com impacto.

Após as análises dos resultados do estudo de otimização dos parâmetros de deposição, e ainda, considerando as falhas observadas no desgaste abrasivo com impacto em baixo ângulo, novos revestimentos foram aplicados com duas finalidades: estudar o efeito dos parâmetros sobre a quantidade e distribuição dos carbonetos de tungstênio (WC) na microestrutura; e estudar o efeito do tratamento de caldeamento sobre a aderência dos revestimentos quando submetidos ao ensaio de abrasão com impacto de baixo ângulo. Esta configuração do ensaio tem como objetivo testar os revestimentos em uma condição de abrasão de baixo ângulo, ou seja, simulando uma condição de operação em campo das facas de corte.

Foram realizados pré-testes de desgaste com impacto em ângulos de 30° e 45°, porém, nestas configurações os mecanismos de desgastes geram a erosão do revestimento de forma gradual, sendo muito severa na borda de ataque e branda no centro da faca, causando uma variação de espessura no revestimento, dificultando a interpretação dos testes. No Apêndice V são apresentados esses resultados.

3.7.2 Quantificação de carbonetos de tungstênio (WC) na microestrutura

Considerando a relação direta entre a quantidade dos WC e o desempenho no ensaio de desgaste, foram realizados novos testes para verificar a influência dos parâmetros de deposição sobre a quantidade de WC, além dos testes do

planejamento experimental de Taguchi, que tiveram como parâmetro fixo o valor de tensão de 30V, foram feitos testes com valor de tensão de 40V, conforme apresentado na Tabela 14. Os valores de corrente foram redefinidos em função da estabilização do jato de aspersão, para o maior e menor valor, bem como um valor médio.

O valor da tensão influencia diretamente no tamanho do arco elétrico, ocorrendo alterações no tamanho das partículas do jato de aspersão, GRASME (1990).

TABELA 14 - PARÂMETROS DE DEPOSIÇÃO PARA ESTUDO DA QUANTIFICAÇÃO DE WC

TESTE	CORRENTE (A)	PRESSÃO (bar)	TENSÃO (V)	PRÉ-AQUEC. (°C)	DISTÂNCIA (mm)
10	70	3	40	250	200
11	70	4			
12	130	3			
13	130	4			
14	100	3,5			

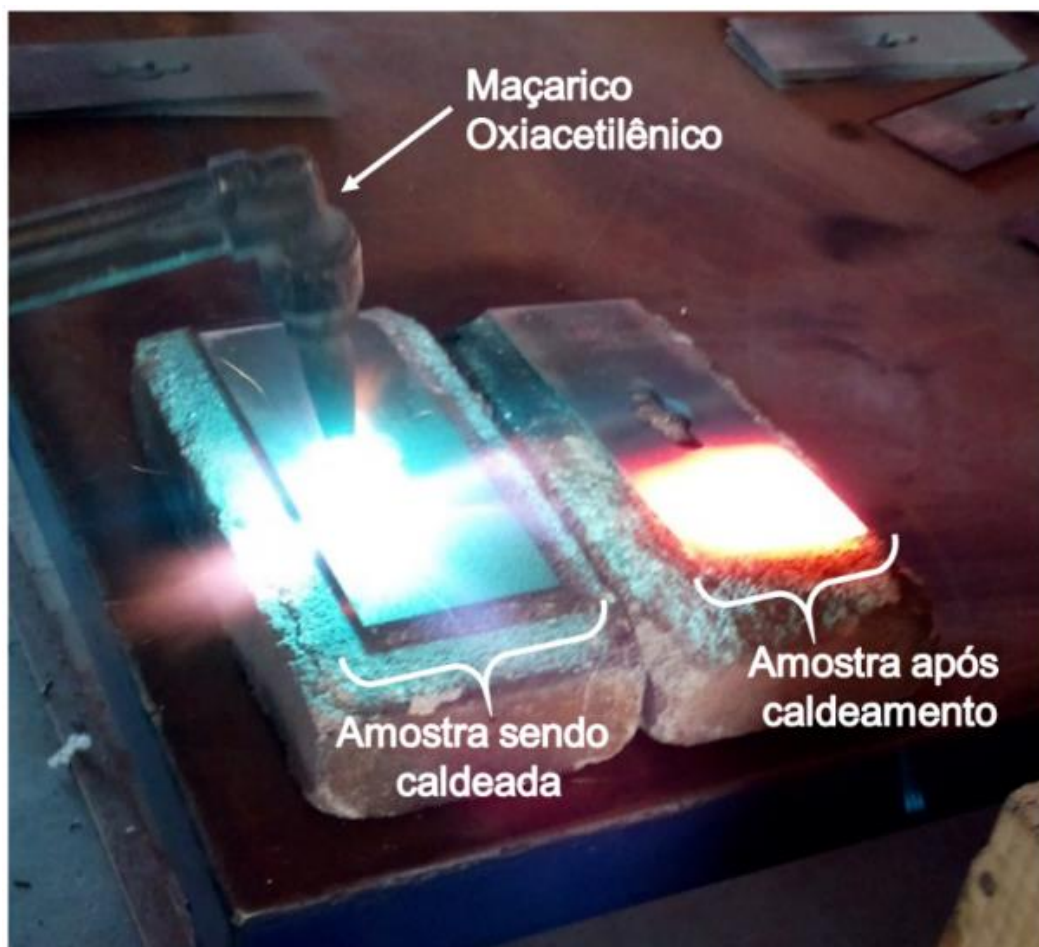
Fonte: o autor (2016).

A caracterização das fases foi feita por análise de imagens, com uma técnica similar à utilizada na caracterização da porosidade. Pela técnica de “treshhold”, sobre imagens de MEV-BSE (alto contraste entre as fases metálicas e cerâmicas (WC)), foi associado uma cor às áreas correspondentes aos carbonetos e calculada sua área relativa. Os carbonetos foram previamente caracterizados por EDS como sendo áreas ricas em tungstênio, sem a presença de ferro.

3.8 TESTES DE CALDEAMENTO

O caldeamento foi realizado para melhorar a aderência dos revestimentos aspergidos (reduzir teor de óxidos, porosidade e facilitar a difusão de constituintes do revestimento para o substrato), porém foi previsto que poderia ocorrer perda de dureza do substrato, portanto, também foi realizada a recuperação da dureza por tratamento térmico posterior de austêmpera. O caldeamento foi realizado aquecendo-se o revestimento por chama oxi-acetilênica levemente redutora até temperatura entre 1200 °C e 1300 °C. Procedimento observado na Figura 69.

FIGURA 69 - PROCESSO DE CALDEAMENTO COM CHAMA OXIACETILÊNICA



Fonte: o autor (2016).

O caldeamento foi feito sobre o teste 13 (da Tabela 14), devido a suas características morfológicas e o seu desempenho no teste de desgaste de abrasão com impacto, somente como aspergido. Foi feita a caracterização da morfologia deste revestimento caldeado, bem como a análise da área desgastada após ensaio de desgaste. Neste caso, também foi avaliada a micro dureza do substrato, sendo as medições realizadas na face oposta da revestida, antes e após a aplicação do revestimento, após o caldeamento e após tratamento térmico de austêmpera.

Considerando os revestimentos submetidos ao caldeamento, os resultados de desempenho no teste de desgaste, bem como os de dureza, mostraram a necessidade de substituir o material utilizado na fabricação dos substratos, devido ao comprometimento das propriedades mecânicas, principalmente a dureza. A seleção deste novo material foi baseada nos mecanismos de endurecimento proporcionados pela liga. No diagrama de resfriamento do aço 5160 da Figura 52 pode-se observar o tempo que fica a temperatura constante (entre 380°C e 400°C) permite estabilizar a

bainita e homogeneizar a dureza. Este ciclo térmico de austêmpera foi feito após aspersão térmica e caldeamento para recuperar a microestrutura bainítica típica da austêmpera e com isso elevar a resistência ao impacto.

Sendo assim, foi utilizado o aço AISI 5160, de composição química apresentado na Tabela 15, que apresenta microestrutura bainítica sem a influência do boro, que é altamente favorável para o tratamento térmico de têmpera.

TABELA 15 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO AÇO 5160

Material do Substrato	Elemento químico (% em massa)						
	C	Mn	B	Cr	Si	P	S
Aço 5160	0,56	0,75	-	0,70	0,15	0,03	0,04
	0,64	1,00	-	0,90	0,30	(máx.)	(máx.)

Fonte: BLEU blade steel (2016).

3.9 TRATAMENTO TÉRMICO DE AUSTÊMPERA

A preparação das amostras com o aço 5160 foi feita por usinagem, sendo mantidas as dimensões das facas iniciais, fabricadas com o aço 10B38. A preparação da superfície e aplicação do revestimento foram realizados da mesma forma que as aplicações anteriores, bem como o processo de caldeamento e procedimento de austêmpera.

As facas (substrato) de aço AISI 10B38 foram austemperadas em processo no qual as mesmas foram aquecidas inicialmente para 850 °C e mantidas nesta temperatura por 20 minutos, para austenitização da microestrutura. A atmosfera de proteção no forno de austenitização foi de nitrogênio/metanol, com potencial de carbono de 0,60%. Depois as facas aquecidas foram resfriadas bruscamente em sal fundido, à base de mistura de nitratos e nitritos de sódio, na temperatura de 260 °C, durante 20 minutos. As facas austemperadas foram tiradas do banho de sal e resfriadas à temperatura de 60 °C em água, que dissolveu o filme de sal na superfície das peças. Após isto, as facas foram resfriadas ao ar à temperatura ambiente. Este processo proporcionou dureza de 48 HRC eliminando a necessidade de posterior revenimento.

As facas (substrato) de aço AISI 5160 foram aquecidas inicialmente a 850°C, mantidas nesta temperatura por 20 minutos, para austenitização da microestrutura. A atmosfera de proteção no forno de austenitização foi de nitrogênio/metanol, com

potencial de carbono de 0,70%. Depois as facas aquecidas foram resfriadas bruscamente em sal fundido, à base de mistura de nitratos e nitritos de sódio, na temperatura de 280 °C, durante 40 minutos. Depois as facas austemperadas foram tiradas do banho e resfriadas para 60°C em água. Este processo proporcionou dureza de 46 HRC eliminando a necessidade de posterior revenimento.

O objetivo da austêmpera foi obter uma faca com dureza considerável para resistir ao desgaste por abrasão, mas, com tenacidade suficiente para não quebrar em caso de choque contra uma pedra, sofrendo apenas deformação neste caso.

4 RESULTADOS

Inicialmente foram analisados os experimentos com os revestimentos depositados conforme o arranjo ortogonal L9, do planejamento experimental de Taguchi. Os resultados são apresentados em função das caracterizações:

- Morfologia dos revestimentos, por MEV e mapas de composição química, por EDS;
- Porosidade e teor de óxidos, quantificação em área por análise de imagens;
- Aderência, por ensaio de tração; e
- Desgaste, pela máquina de abrasão com impacto, em alto ângulo (90°), sendo medida a variação de massa e em baixo ângulo (0°), sendo medida a área desgastada.

Na sequência, são apresentados os resultados de caracterização do estudo de efeitos dos parâmetros sobre a quantidade e distribuição dos carbonetos de tungstênio (WC) na microestrutura, bem como o efeito do tratamento de caldeamento na aderência dos revestimentos submetidos ao ensaio de abrasão com impacto de baixo ângulo, e ainda, as alterações de dureza do substrato, com e sem o tratamento térmico de austêmpera.

Os resultados das medições de rugosidade são apresentados no Anexo II.

4.1 ANÁLISE DE PARAMETROS

4.1.1 Morfologia

As várias combinações de parâmetros testados produziram revestimentos com morfologias similares, porém com características distintas, com diversos formatos e espessuras de lamelas, bem como, com teores de óxidos e poros diferentes.

Nas Figuras 70 a 78 são apresentadas as imagens por MEV (detector BSE), dos revestimentos obtidos a partir do planejamento experimental de Taguchi.

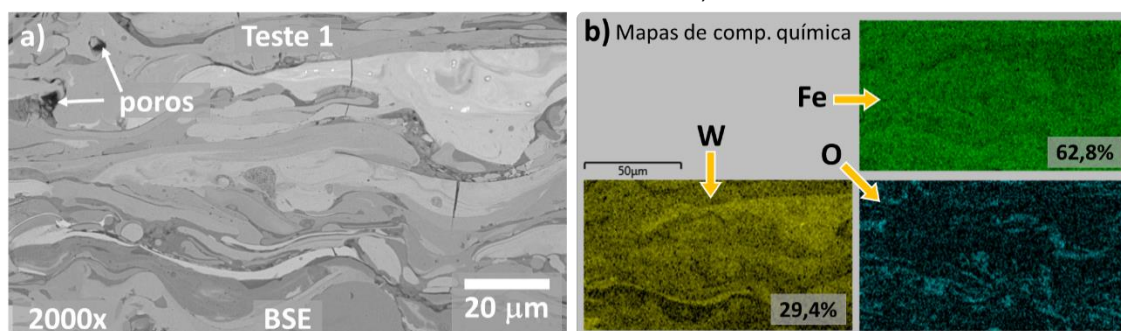
Nestas figuras também são apresentados os mapas de composição química, obtidos por EDS, onde é possível distinguir as diferentes regiões dos revestimentos pela presença dos principais elementos químicos da liga utilizada, ou seja, regiões ricas em ferro (Fe), tungstênio (W), bem como a presença de oxigênio (O), indicando

as regiões de óxidos interlamelares. Cada elemento é representado por uma cor, sendo que o aumento de intensidade de cor representa uma região com maior concentração deste elemento, já a redução de intensidade, ou mesmo ausência desta cor, significa menor concentração deste elemento.

No Anexo IV são apresentados os espectros de EDS e a composição química geral dos testes 1 ao 9. No anexo V são apresentados os espectros de EDS de ponto, onde foi caracterizado as características de composição química de cada microrregião do revestimento (panquecas, óxidos e regiões ricas em W).

O Teste 1 (Figura 70) apresenta uma morfologia com lamelas finas e espessas e bem alongadas, há a presença de alguns poros, formação de finos óxidos interlamelares. A falta de regiões com grande concentração de W, bem como a distribuição homogênea deste elemento sugere que os carbonetos foram diluídos durante a deposição pela elevada temperatura ($>5000^{\circ}\text{C}$) no momento da formação do arco voltaico. Isto está coerente com o trabalho de Surzhenkov et al. (2009), onde também na aplicação de revestimento de FeCrSiB com WC-Co, por aspersão térmica por plasma, praticamente todas as partículas de WC-Co foram dissolvidas na matriz a base de ferro, formando a estrutura eutética (FeCr) – (WC-Co) (Ver p. 41).

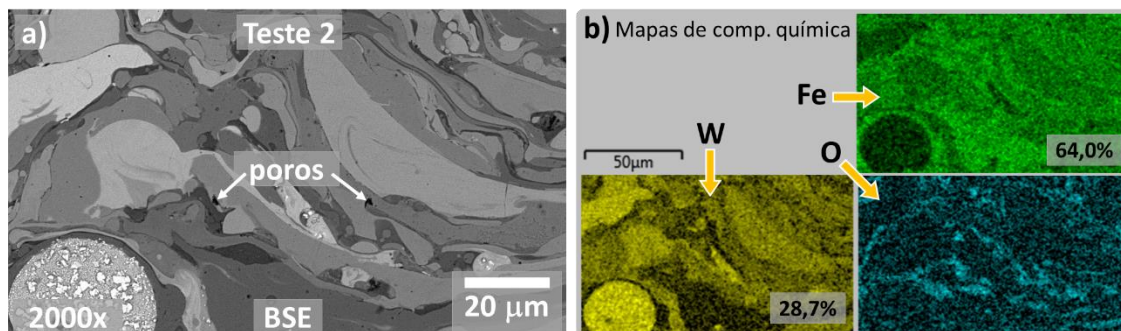
FIGURA 70 - TESTE 1: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)



FONTE: O autor (2016).

O Teste 2 (Figura 71) apresenta uma morfologia com lamelas mais espessas e de menor comprimento, há também a presença de poucos poros, formação de óxidos interlamelares. Há regiões com grande concentração de tungstênio, indicando a presença de carbonetos, porém também há distribuição deste elemento, indicando que uma parte dos carbonetos foram diluídos também durante a deposição.

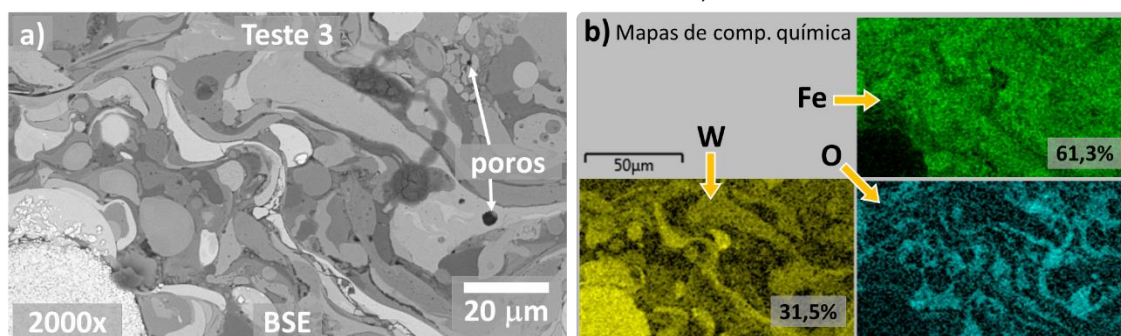
FIGURA 71 - TESTE 2: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)



FONTE: O autor (2016).

O Teste 3 (Figura 72) apresenta uma morfologia com poucas lamelas e grande quantidade de partículas esféricas, isso ocorre devido a maior distância de deposição, fazendo com que as partículas aspergidas cheguem ao substrato com menor energia cinética e térmica; há a presença de maior quantidade de poros, formação de óxidos dispersos na morfologia; há regiões com grande concentração de tungstênio, indicando a presença de carbonetos, porém também há uma distribuição deste elemento, indicando que uma parte dos carbonetos também foram diluídos durante a deposição.

FIGURA 72 - TESTE 3: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)



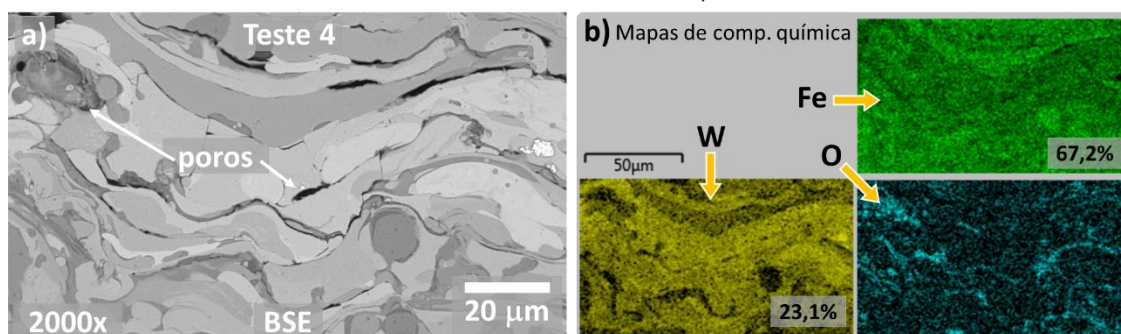
FONTE: O autor (2016).

Nos 3 primeiros testes é possível observar que ocorre o aumento de espessura de lamelas e um aumento da quantidade de partículas arredondadas (solidificadas e resfriadas durante o transporte até o substrato), isso está diretamente relacionado com o parâmetro de distância, que conforme aumenta, diminui a velocidade das partículas no instante do impacto, associado há uma pequena redução de temperatura

de partículas, fazendo com que seja reduzido a molhabilidade, mesmo para temperaturas de pré-aquecimento maiores.

O Teste 4 (Figura 73) apresenta uma morfologia com lamelas mais espessas e bem alongadas, há a presença de poros, formação de finos óxidos interlamelares, também apresenta a formação de vazios entre lamelas. A falta de regiões com grande concentração de tungstênio, bem como a distribuição homogênea deste elemento sugere que os carbonetos foram diluídos durante a deposição.

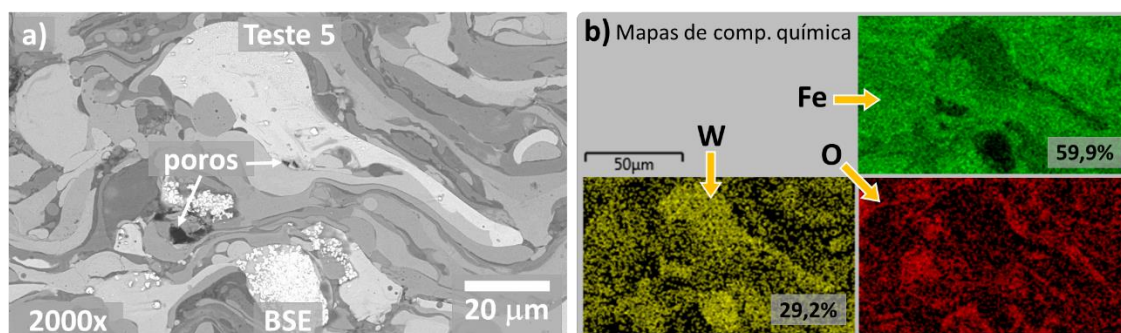
FIGURA 73 - TESTE 4: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)



FONTE: O autor (2016).

O Teste 5 (Figura 74) apresenta uma morfologia com lamelas mais finas e de maior comprimento, há pequena quantidade de poros e óxidos; há regiões com grande concentração de tungstênio, indicando a presença de carbonetos, também há formação de lamelas longas ricas neste elemento, bem como a presença deste em mais regiões, indicando que uma parte dos carbonetos foram diluídos durante a deposição.

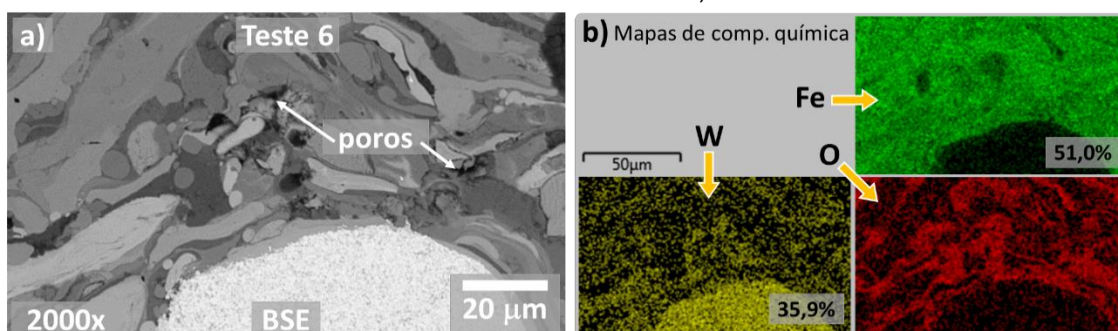
FIGURA 74 - TESTE 5: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)



FONTE: O autor (2016).

O Teste 6 (Figura 75) apresenta uma morfologia tanto com lamelas finas como espessas, há presença de poros e grande quantidade de óxidos; há regiões com grande concentração de tungstênio, indicando a presença de carbonetos, e ainda, pouca presença deste elemento em outras regiões, sugerindo uma menor diluição deste elemento na matriz.

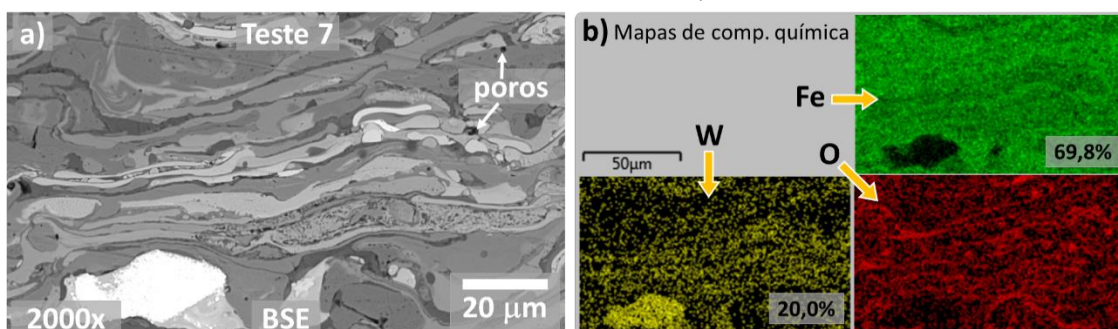
FIGURA 75 - TESTE 6: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)



FONTE: O autor (2016).

O Teste 7 (Figura 76) apresenta uma morfologia com lamelas bem finas e alongadas, consequência da maior molhabilidade proporcionada pela combinação de menor distância de deposição com pré-aquecimento, e possivelmente maior energia cinética proveniente da maior pressão de arraste. Há presença de poros e pequena quantidade de óxidos interlamelares; há regiões com grande concentração de tungstênio, indicando possivelmente a presença de carbonetos, e ainda, pouca presença deste elemento em outras regiões, sugerindo uma menor diluição deste elemento na matriz.

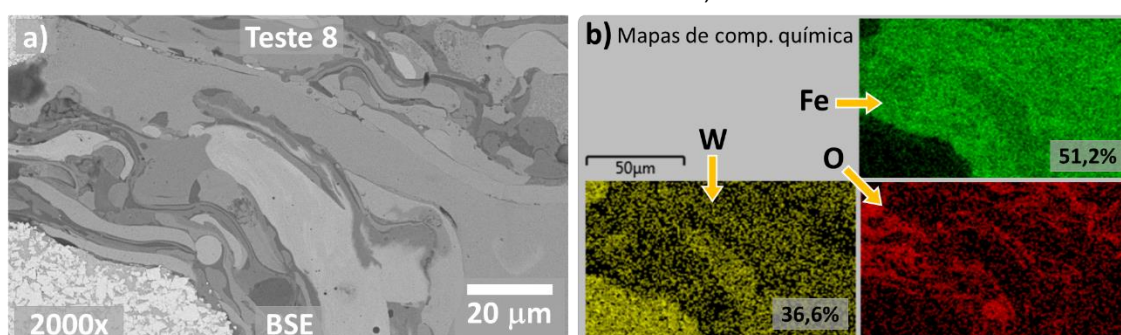
FIGURA 76 - TESTE 7: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)



FONTE: O autor (2016).

O Teste 8 (Figura 77) apresenta uma morfologia com lamelas bem espessas e alongadas, há pequena quantidade de poros e há presença de óxidos interlamelares; há regiões com grande concentração de tungstênio, indicando a presença de carbonetos, e ainda, pouca presença deste elemento em outras regiões, sugerindo uma menor diluição deste elemento na matriz.

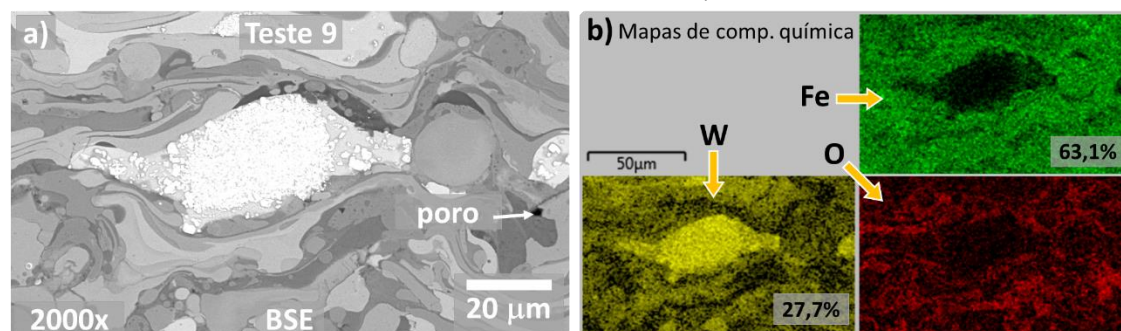
FIGURA 77 - TESTE 8: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)



FONTE: O autor (2016).

O Teste 9 (Figura 78) apresenta uma morfologia com lamelas finas e alongadas, com algumas partículas esféricas, há pequena quantidade de poros e há presença de óxidos interlamelares; há regiões com grande concentração de tungstênio, indicando a presença de carbonetos, e ainda, pouca presença deste elemento em outras regiões, porém a distribuição deste elemento em algumas lamelas sugere que uma parte dos carbonetos foram diluídos durante a deposição.

FIGURA 78 - TESTE 9: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)

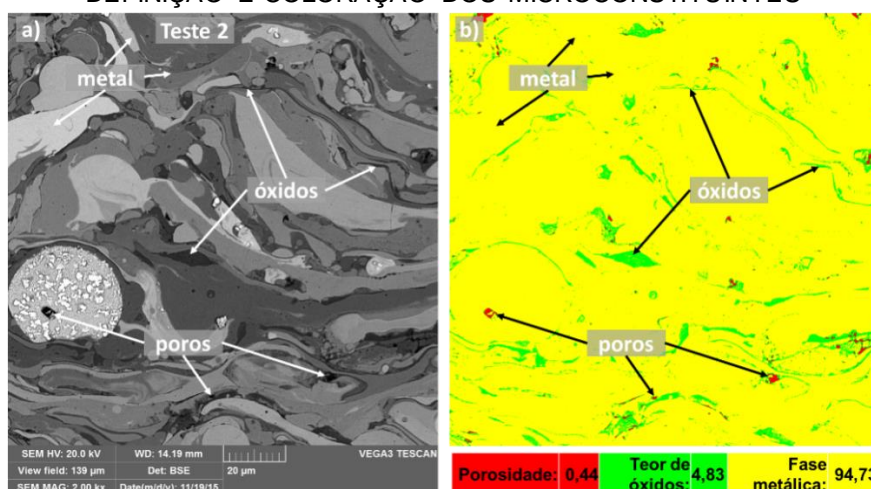


FONTE: O autor (2016).

4.1.2 Porosidade

As análises de imagens pela técnica de “treshhold” permitiram quantificar a área relativa aos poros e óxidos, conforme pode ser observado na Figura 79, que apresenta um exemplo de aplicação desta técnica, a qual foi repetida para todas as imagens analisadas.

FIGURA 79 - EXEMPLO DE MEDIÇÃO DE POROSIDADE E TEOR DE ÓXIDOS PELA TECNICA DE ANALISE DE IMAGENS. EM a) IMAGEM DE MEV-BSE; EM b) MESMA REGIÃO DE a) APÓS DEFINIÇÃO E COLORAÇÃO DOS MICROCONSTITUENTES



FONTE: O autor (2016).

A Tabela 16 mostra as médias e desvio padrão para os revestimentos depositados conforme planejamento experimental L9 de Taguchi.

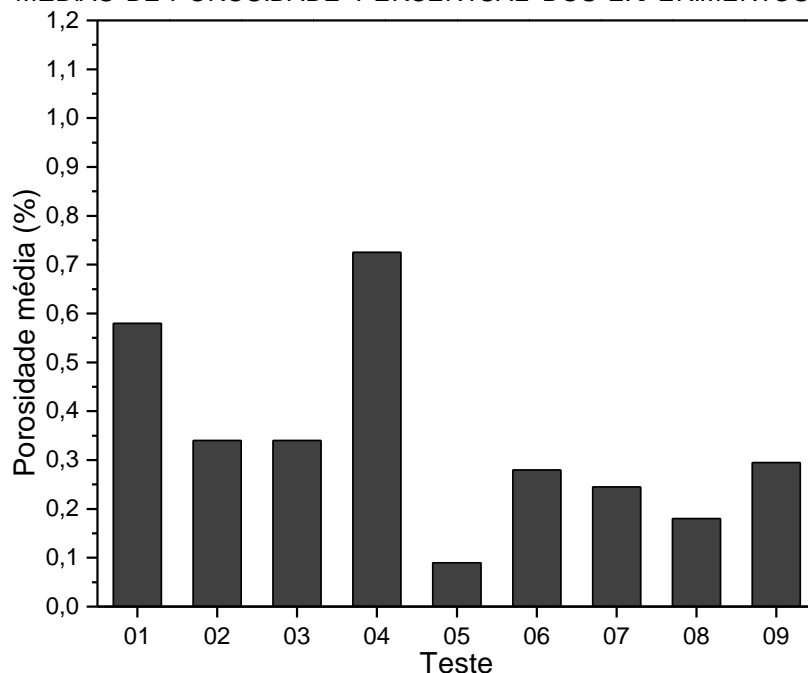
TABELA 16 - MÉDIA E DESVIO PADRÃO DOS RESULTADOS DE POROSIDADE DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI

Teste	Corrente (A)	Distância (mm)	Pressão (bar)	Pré-aquec. (°C)	POROSIDADE (%)	
					Média	Desvio padrão
1	180	100	3	150	0,58	0,54
2	180	200	4	250	0,34	0,14
3	180	300	5	350	0,34	0,20
4	200	100	4	350	0,73	0,01
5	200	200	5	150	0,09	0,00
6	200	300	3	250	0,28	0,28
7	220	100	5	250	0,25	0,02
8	220	200	3	350	0,18	0,03
9	220	300	4	150	0,30	0,36

FONTE: O autor (2016).

A Figura 80 mostra um gráfico de barras, onde é possível comparar as médias de porosidade para os revestimentos depositados conforme planejamento experimental L9 de Taguchi.

FIGURA 80 - MÉDIAS DE POROSIDADE PERCENTUAL DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI



FONTE: O autor (2016).

A Tabela 17 apresenta o ranque dos fatores (parâmetros) para as análises da porosidade.

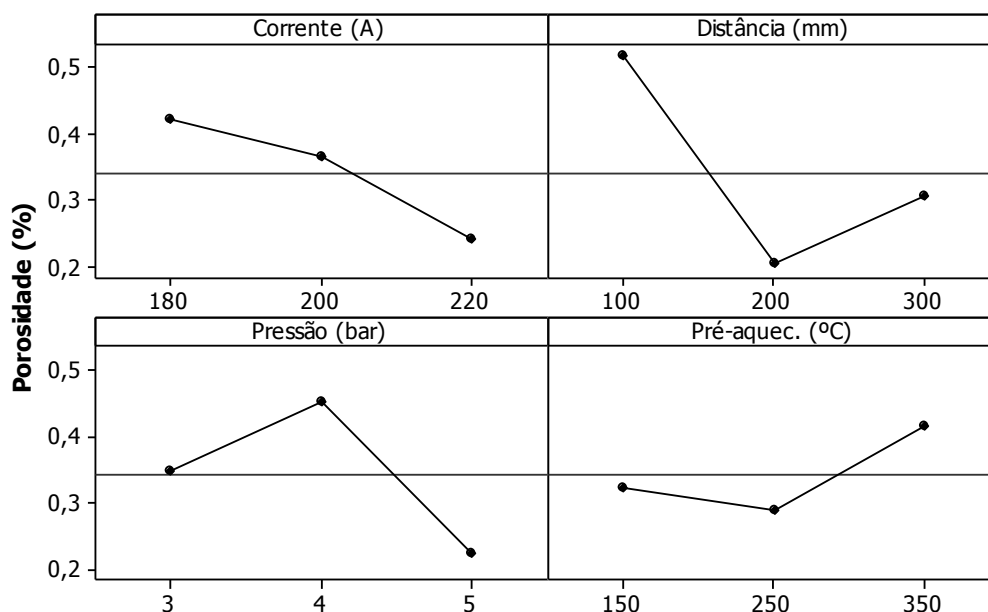
TABELA 17 - RANQUE DE INFLUÊNCIA DOS FATORES PARA A POROSIDADE MÉDIA, CONDIÇÃO 'MENOR MELHOR'

Nível	Corrente (A)	Distância (mm)	Pressão (bar)	Pré-aquec. (°C)
1	3,498	3,732	5,948	4,833
2	4,981	4,587	4,706	5,781
3	6,438	6,598	4,263	4,303
Delta	2,940	2,865	1,685	1,478
Ranque	1	2	3	4

FONTE: O autor (2016).

A Figura 81 apresenta o gráfico dos efeitos principais dos níveis (valores) dos fatores (parâmetros) para as análises de porosidade. As menores porosidades são obtidas com a corrente 220 A, a distância de 200 mm, a pressão de 5 bar e o pré-aquecimento de 250 °C.

FIGURA 81 - GRÁFICO DE EFEITOS PRINCIPAIS DOS FATORES SOBRE A POROSIDADE PERCENTUAL



FONTE: O autor (2016).

A Tabela 18 apresenta os resultados do teste de comparação de médias por agrupamento pelo método de Tukey, considerando um nível de confiança de 95%. Este teste permite determinar a diferença significativa entre os níveis.

TABELA 18 - TESTE DE COMPARAÇÃO DE MÉDIAS PELO MÉTODO DE TUKEY PARA PERCENTUAL DE POROSIDADE

Fator	Nível	Média	Agrupamento*
Corrente (A)	180	0,4	A
	200	0,4	A
	220	0,2	A
Distância (mm)	100	0,5	A
	200	0,2	A
	300	0,3	A
Pressão (bar)	3	0,3	A
	4	0,5	A
	5	0,2	A
Pré-aquecimento (°C)	150	0,3	A
	250	0,3	A
	350	0,4	A

*Os níveis que não compartilham a letra são significativamente diferentes.

FONTE: O autor (2016).

É muito importante destacar a baixíssima porosidade em todas as nove condições testadas, todas obtiveram menos que 1% de porosidade, o que significa

que a seleção dos parâmetros de deposição foi adequada, principalmente o efeito benéfico da pressão do ar comprimido assim como da corrente. Ao mesmo tempo que, revestimentos com baixa porosidade proporcionam uma superfície excelente para adiar o processo de desgaste abrasivo, por não ter pontos de desgarramento dos carbonetos WC.

4.1.3 Teor de óxidos

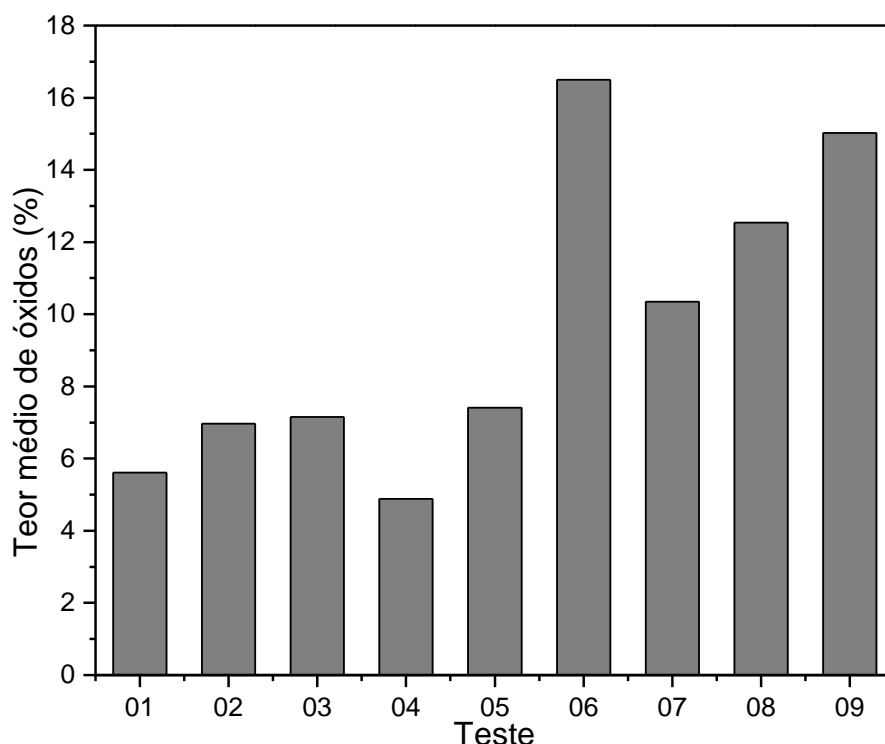
A Tabela 19 mostra as médias e desvio padrão para os revestimentos depositados conforme planejamento experimental L9 de Taguchi.

TABELA 19 - MÉDIA E DESVIO PADRÃO DOS RESULTADOS DE TEOR DE ÓXIDOS DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI

Teste	TAGUCHI – L9				ÓXIDOS (%)	
	Corrente (A)	Distância (mm)	Pressão (bar)	Pré-aquec. (°C)	Média	Desvio padrão
1	180	100	3	150	5,61	0,40
2	180	200	4	250	6,97	3,03
3	180	300	5	350	7,15	3,92
4	200	100	4	350	4,89	0,13
5	200	200	5	150	7,41	1,62
6	200	300	3	250	16,50	2,36
7	220	100	5	250	10,35	2,72
8	220	200	3	350	12,54	3,01
9	220	300	4	150	15,02	2,64

A Figura 82 mostra um gráfico de barras, onde é possível comparar as médias de teor de óxidos para os revestimentos depositados conforme planejamento experimental L9 de Taguchi.

FIGURA 82 - MÉDIAS DE TEOR DE ÓXIDOS DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI



FONTE: O autor (2016).

A Tabela 20 apresenta o ranque dos fatores para as análises de % de óxidos.

TABELA 20 - RANQUE DE INFLUÊNCIA DOS FATORES PARA A TEOR DE ÓXIDOS, **CONDIÇÃO 'MENOR MELHOR'**

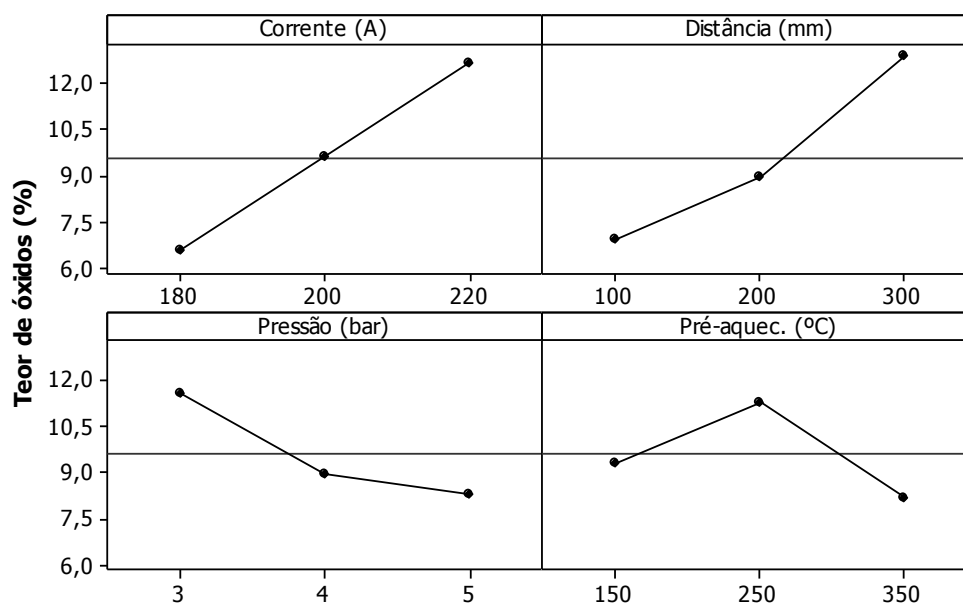
Nível	Corrente (A)	Distância (mm)	Pressão (bar)	Pré-aquec. (°C)
1	6,577	6,948	11,550	9,345
2	9,597	8,972	8,958	11,273
3	12,637	12,890	8,302	8,192
Delta	6,060	5,942	3,248	3,082
Ranque	1	2	3	4

FONTE: O autor (2016).

Destaca-se que a pressão do ar comprimido e o preaquecimento do substrato foram os mais influentes na quantidade de óxidos formados.

A Figura 83 apresenta o gráfico dos efeitos principais dos níveis (valores) dos fatores (parâmetros) para as análises de teor de óxidos. Esta figura mostra que são obtidos os menores teores de óxidos com corrente de 180 A, distância de 100 mm, pressão de 5 bar e que o pré-aquecimento tem pouca influência.

FIGURA 83 - GRÁFICO DE EFEITOS PRINCIPAIS DOS FATORES SOBRE O TEOR DE ÓXIDOS



FONTE: O autor (2016).

A Tabela 21 apresenta os resultados do teste de comparação de médias por agrupamento pelo método de Tukey para os resultado de teor de óxidos, considerando um nível de confiança de 95%.

TABELA 21 - TESTE DE COMPARAÇÃO DE MÉDIAS PELO MÉTODO DE TUKEY PARA TEOR DE ÓXIDOS

Fator	Nível	Média	Agrupamento*
Corrente (A)	180	6,6	B
	200	9,6	AB
	220	12,6	A
Distância (mm)	100	6,9	B
	200	9,0	AB
	300	12,9	A
Pressão (bar)	3	11,6	A
	4	9,0	A
	5	8,3	A
Pré-aquec. (°C)	150	9,3	A
	250	11,3	A
	350	8,2	A

*Os níveis que não compartilham a letra são significativamente diferentes.

FONTE: O autor (2016).

Em geral pode-se comentar que dos nove testes realizados nos quais foi medido o teor de óxidos, há duas situações bem diferentes, os testes números 1 até 5 a média do teor de óxidos está abaixo dos valores divulgados pela literatura especializada. E os testes números 6 até 9 são bem mais elevados. A primeira

situação é benéfica para não apresentar situações de fragilidade das fases óxidas, o que retardaria a abrasão com impacto. As condições de elevado teor de óxidos mostra uma situação preocupantes devido á fragilidade das fases de óxidos, principalmente porque no arco voltaico pela elevada temperatura atingida, o ar comprimido dissocia em O₂ e N₂, em elevadas quantidades, gerando condições de uma rápida e abundante oxidação, o que facilitaria uma rápida nucleação do processo abrasivo com impacto.

4.1.4 Aderência por tração.

A Tabela 22 mostra as médias e desvio padrão dos testes de aderência para os revestimentos depositados conforme planejamento experimental L9 de Taguchi.

TABELA 22 - MÉDIA E DESVIO PADRÃO DOS RESULTADOS DE ADÊRENCIA DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI

Teste	TAGUCHI – L9				TENSÃO DE RUPTURA(MPa)	
	Corrente (A)	Distância (mm)	Pressão (bar)	Pré-aquec. (°C)	Média	Desvio padrão
1	180	100	3	150	33,27	1,04
2	180	200	4	250	25,75	1,70
3	180	300	5	350	25,69	0,57
4	200	100	4	350	24,63	1,10
5	200	200	5	150	25,27	3,47
6	200	300	3	250	24,30	1,85
7	220	100	5	250	24,13	3,37
8	220	200	3	350	25,66	2,05
9	220	300	4	150	22,54	2,75

FONTE: O autor (2016).

A 84 mostra o rompimento típico observado em todos os corpos de prova no ensaio de tração por aderência, no exemplo o CP 4.3 (teste 4), sendo esta uma fratura coesiva, ou seja, ruptura entre as lamelas (interlamelar).

FIGURA 84 - RUPTURA DO CORPO DE PROVA NO ENSAIO DE TRAÇÃO PARA ADERÊNCIA



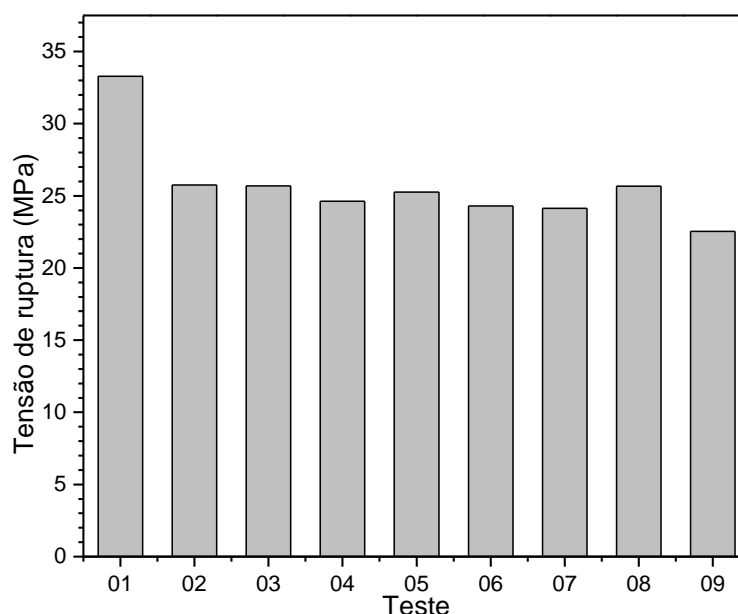
FONTE: O autor (2016).

O CP 1.1 (teste 1), que apresentou um valor excessivamente alto de tensão de ruptura, comparado os outros testes (44,15 MPa), foi desconsiderado porque o adesivo atravessou a camada revestida, atingindo o substrato. Portanto, o valor obtido não representa a resistência da camada aspergida. No entanto, considerando os outros 2 corpos de prova, o teste 1 apresentou a melhor condição quando avaliada a tensão de aderência.

No Anexo III são apresentados todos os valores de tensão obtidos nos ensaio de de aderência.

A Figura 85 mostra um gráfico de barras, onde é possível comparar as médias de tensão de ruptura para os revestimentos depositados.

FIGURA 85 - MÉDIAS DOS RESULTADOS DE ADERÊNCIA DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI



FONTE: O autor (2016).

A Tabela 23 apresenta o ranque dos fatores para os testes de aderência.

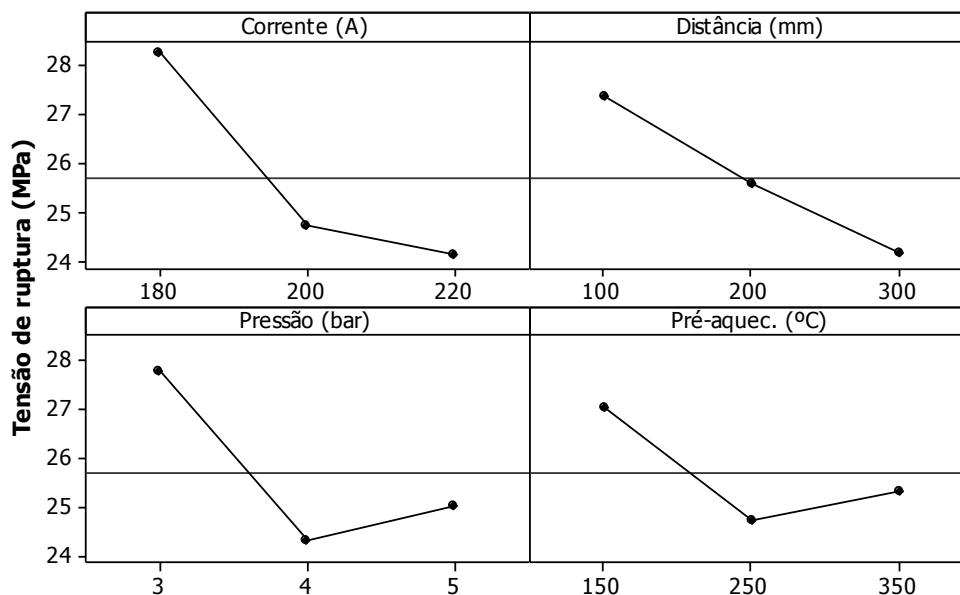
TABELA 23 - RANQUE DE INFLUÊNCIA DOS FATORES PARA A ADERÊNCIA, **CONDIÇÃO 'MAIOR MELHOR'**

Nível	Corrente (A)	Distância (mm)	Pressão (bar)	Pré-aquec. (°C)
1	28,24	27,35	27,75	27,03
2	24,73	25,56	24,31	24,73
3	24,11	24,18	25,03	25,33
Delta	4,13	3,17	3,44	2,30
Ranque	1	3	2	4

FONTE: O autor (2016).

A Figura 86 apresenta o gráfico dos efeitos principais dos níveis dos fatores para os resultados de aderência. Esta figura mostra que são obtidos as maiores tensões de aderência com corrente de 180 A, distância de 100 mm, pressão de 3 bar e que o pré-aquecimento tem pouca influência.

FIGURA 86 - GRÁFICO DE EFEITOS PRINCIPAIS DOS FATORES SOBRE A ADERÊNCIA



FONTE: O autor (2016).

A Tabela 24 apresenta os resultados do teste de comparação de médias por agrupamento pelo método de Tukey para os resultados de aderência, considerando um nível de confiança de 95%.

TABELA 24 - TESTE DE COMPARAÇÃO DE MÉDIAS PELO MÉTODO DE TUKEY PARA ADERÊNCIA

Fator	Nível	Média	Agrupamento*
Corrente (A)	180	28,2	A
	200	24,7	B
	220	24,1	B
Distância (mm)	100	27,3	A
	200	25,6	AB
	300	24,2	B
Pressão (bar)	3	27,7	A
	4	24,3	B
	5	25,0	B
Pré-aquec. (°C)	150	27,0	A
	250	24,7	A
	350	25,3	A

*Os níveis que não compartilham a letra são significativamente diferentes.

FONTE: O autor (2016).

Com relação aos dados da medição da aderência, podemos comentar que quando utilizado o teste com a menor corrente foi atingida o maior valor da aderência, auxiliado com a menor pressão do ar comprimido. Isto significa que no arco voltaico foi liberada menos energia durante os curtos circuitos e por isso formou menor quantidade de óxidos, devido à temperatura menor. Os valores obtidos podem ser considerados excelentes.

4.1.5 Ensaio de desgaste por abrasão com impacto

A Tabela 25 mostra as médias e desvio padrão dos testes de desgaste para os revestimentos depositados conforme planejamento experimental L9 de Taguchi.

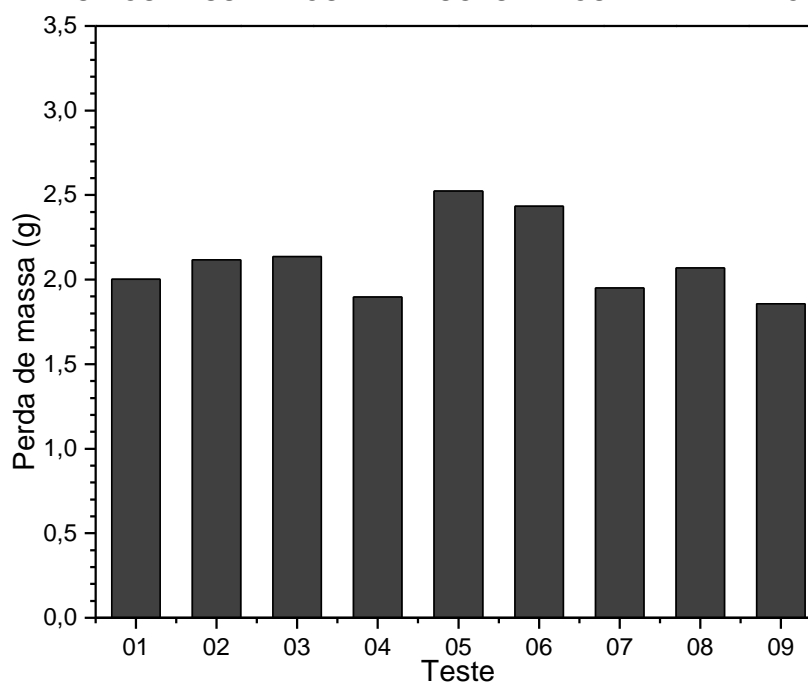
TABELA 25 - MÉDIA E DESVIO PADRÃO DOS RESULTADOS DE DESGASTE DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI

Teste	TAGUCHI – L9				PERDA DE MASSA (g)	
	Corrente (A)	Distância (mm)	Pressão (bar)	Pré-aquec. (°C)	Média	Desvio padrão
1	180	100	3	150	2,00	0,09
2	180	200	4	250	2,12	0,07
3	180	300	5	350	2,14	0,20
4	200	100	4	350	1,90	0,08
5	200	200	5	150	2,52	0,39
6	200	300	3	250	2,43	0,14
7	220	100	5	250	1,95	0,06
8	220	200	3	350	2,07	0,12
9	220	300	4	150	1,86	0,13

FONTE: O autor (2016).

A Figura 87 mostra um gráfico de barras, onde é possível comparar as médias de desgaste para os revestimentos depositados conforme planejamento experimental L9 de Taguchi.

FIGURA 87 - MÉDIAS DOS RESULTADOS DE DESGASTE DOS EXPERIMENTOS DE TAGUCHI



FONTE: O autor (2016).

A Tabela 26 apresenta o ranque dos fatores para os testes que proporcionaram menos desgaste, mostrando que a influência maior é proporcionada pela corrente elétrica (ranque 1)

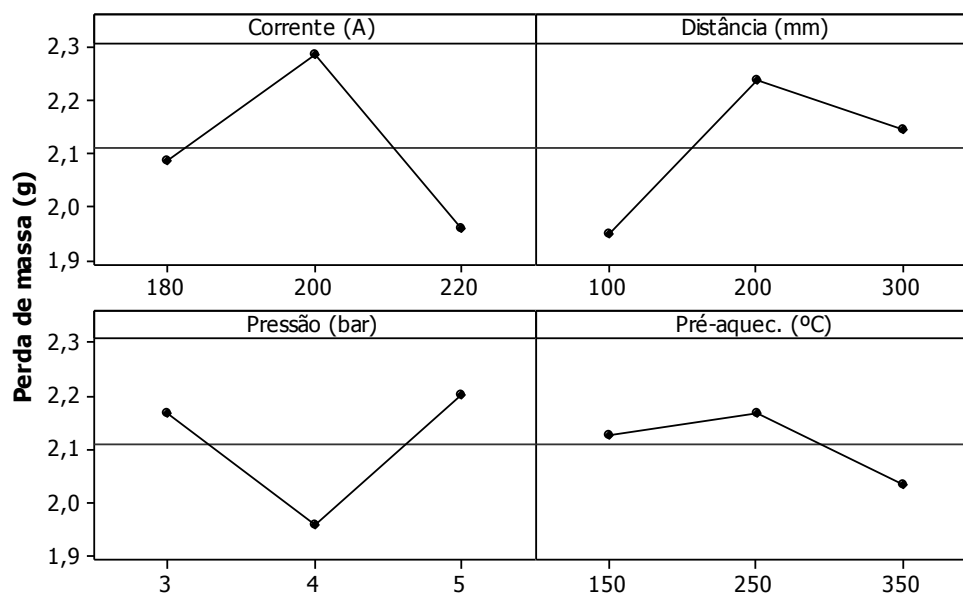
TABELA 26 - RANQUE DE INFLUÊNCIA DOS FATORES PARA O DESGASTE, **CONDIÇÃO 'MENOR MELHOR'**

Nível	Corrente (A)	Distância (mm)	Pressão (bar)	Pré-aquec. (°C)
1	2,085	1,950	2,168	2,127
2	2,285	2,237	1,957	2,167
3	1,959	2,142	2,203	2,034
Delta	0,326	0,287	0,247	0,132
Ranque	1	2	3	4

FONTE: O autor (2016).

A Figura 88 apresenta o gráfico dos efeitos principais dos níveis dos fatores para os resultados de desgaste. Esta figura mostra que as menores taxas de desgaste são obtidas com a corrente de 180 A, distância de 100 mm e que a pressão do ar comprimido e o pré-aquecimento têm pouca influência.

FIGURA 88 - GRÁFICO DE EFEITOS PRINCIPAIS DOS FATORES SOBRE O DESGASTE



FONTE: O autor (2016).

A Tabela 27 apresenta os resultados do teste de comparação de médias por agrupamento pelo método de Tukey para os resultado de desgaste, considerando um nível de confiança de 95%.

TABELA 27 - TESTE DE COMPARAÇÃO DE MÉDIAS PELO MÉTODO DE TUKEY PARA O DESGASTE

Fator	Nível	Média	Agrupamento*
Corrente (A)	180	2,1	A B
	200	2,2	A
	220	2,0	B
Distância (mm)	100	1,9	B
	200	2,2	A
	300	2,1	A B
Pressão (bar)	3	2,2	A
	4	2,0	B
	5	2,2	A
Pré-aquec. (°C)	150	2,1	A
	250	2,2	A
	350	2,0	A

*Os níveis que não compartilham a letra são significativamente diferentes.

FONTE: O autor (2016).

A Tabela 28 apresenta um resumo de todos os fatores e níveis sugeridos como ótimos pelas análises dos testes segundo o planejamento experimental de Taguchi, em função de cada uma das propriedades estudadas.

TABELA 28 - RESUMO DOS RESULTADOS DAS ANÁLISES DE PARAMETROS

	Corrente (A)		Distância (mm)		Pressão (bar)		Pré-aquec. (°C)	
	Ranq.	Nível	Ranq.	Nível	Ranq.	Nível	Ranq.	Nível
Porosidade	1	220	2	200, 300	3	3, 5	4	150, 250
Teor de óxidos	1	180, 200	2	100, 200	3	4, 5	4	150, 350
Aderência	1	180	3	100, 200	2	3	4	150, 350
Desgaste	1	180,220	2	100	3	4	4	150, 350
Parâmetro Taguchi	1	220	2	100	3	4	4	150

FONTE: O autor (2016).

A tomada de decisão para o conjunto final de parâmetros foi baseada nos valores sugeridos na Tabela 28 e na relevância de cada propriedade medida, principalmente o ensaio de desgaste. Sendo assim, o valor de corrente de 220 A foi escolhido pois apresenta tendência de redução de porosidade e melhoria do desempenho no teste de desgaste. A distância de 100 mm foi solucionada por indicar uma forte tendência de redução do desgaste, assim como a pressão de 4 bar. O valor de pré-aquecimento não se mostrou tão significativo, sendo definido o valor de 150° por ser mais prático e barato de aplicar.

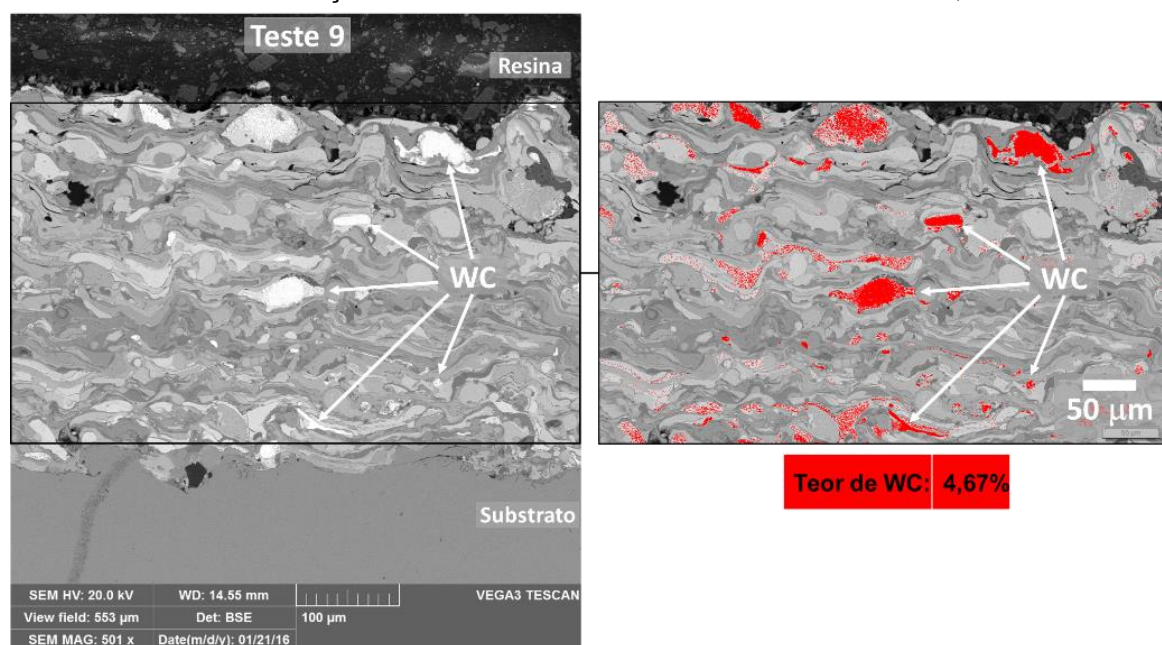
4.1.6 Teor percentual de carbonetos de tungstênio (WC)

Devido à alta energia térmica do arco elétrico no processo ASP, ocorre a fusão dos arames tubulares, onde também os carbonetos de tungstênio fundem. Ao mesmo tempo o ar comprimido dissocia, com isso o processo de solidificação após iniciada a transferência faz com que se inicie novamente a precipitação dos WC junto com o processo de oxidação, ficando as partículas durante o resfriamento aderidas na matriz ferrosa, conforme visto pela caracterização morfológica.

Também foi observado que para diferentes combinações de parâmetros houve diferenças morfológicas nos revestimentos devido ao processo de solidificação/resfriamento em atmosfera oxidante. Por este motivo há uma grande variação de quantidade de tungstênio que permanece como carboneto. Portanto, foi realizada uma análise quantitativa da relação do teor de carbonetos de tungstênio (WC) com a resistência ao desgaste, pelo percentual da área ocupada por carbonetos em relação a área total considerada na seção transversal. Porém, há uma grande variação no desgaste conforme a distribuição destes carbonetos pela microestrutura, que foi avaliada qualitativamente por análise visual das microestruturas.

A Figura 89 mostra o teste 9, onde pode ser visto como foi realizada a medições de teor de WC sobre as imagens de MEV-BSE com 500x de ampliação.

FIGURA 89 - MEDIÇÃO DO TEOR DE WC POR ANÁLISE DE IMAGEM, TESTE 9

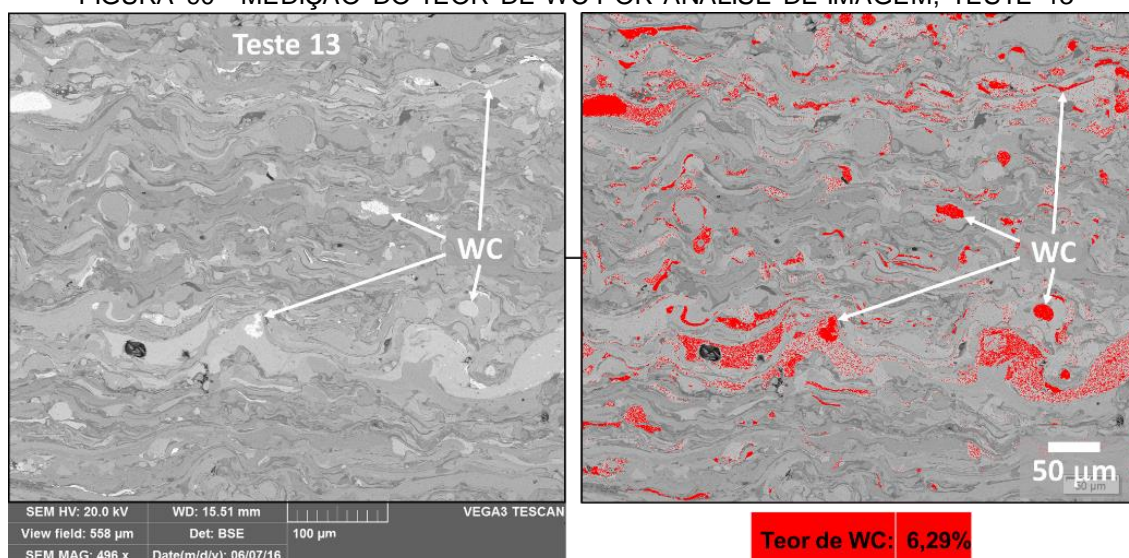


FONTE: O autor (2016).

Nesta etapa, novas deposições foram feitas, conforme apresentado na Tabela 14 da metodologia desta tese, para verificar a influência da tensão de deposição sobre a quantidade e distribuição de WC.

A Figura 90 mostra o teste 13, a partir das análises destas imagens é visto que há uma diferença na quantidade de WC, onde o teste 13 apresenta a maior quantidade de WC, além de também apresentar uma melhor distribuição destes carbonetos na morfologia do revestimento.

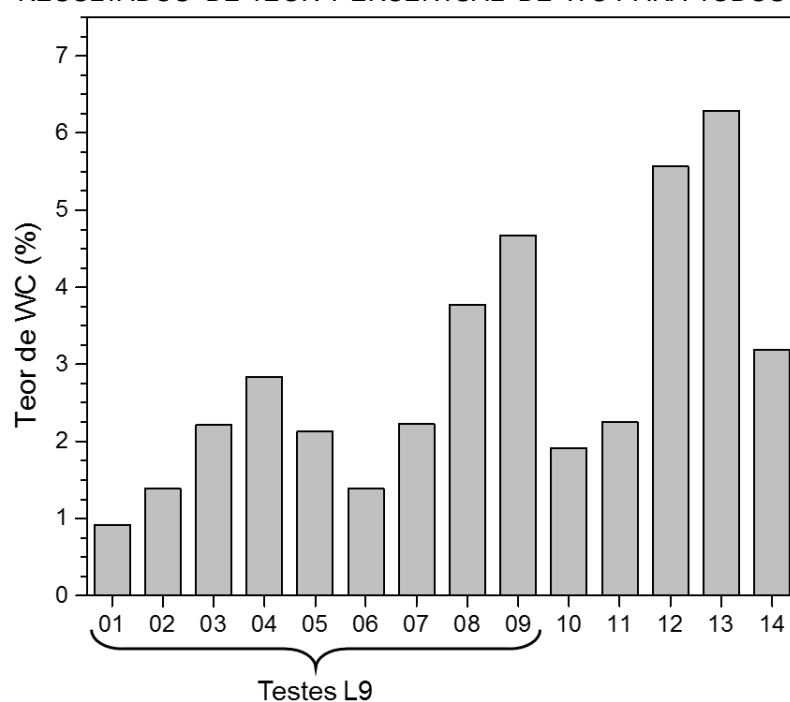
FIGURA 90 - MEDIÇÃO DO TEOR DE WC POR ANÁLISE DE IMAGEM, TESTE 13



FONTE: O autor (2016).

Os resultados de quantificação de teor de WC são apresentados na Figura 91, onde pode ser visto que para os testes do planejamento de Taguchi, o teste 9 apresentou maior quantidade de WC. No entanto, as combinações de parâmetros com maior tensão (40 V) e maior corrente (130 A), testes 12 e 13, apresentaram maior quantidade de carbonetos. Também é visto que ocorre a tendência de maior teor de WC quando utilizado pressão de 4 bar.

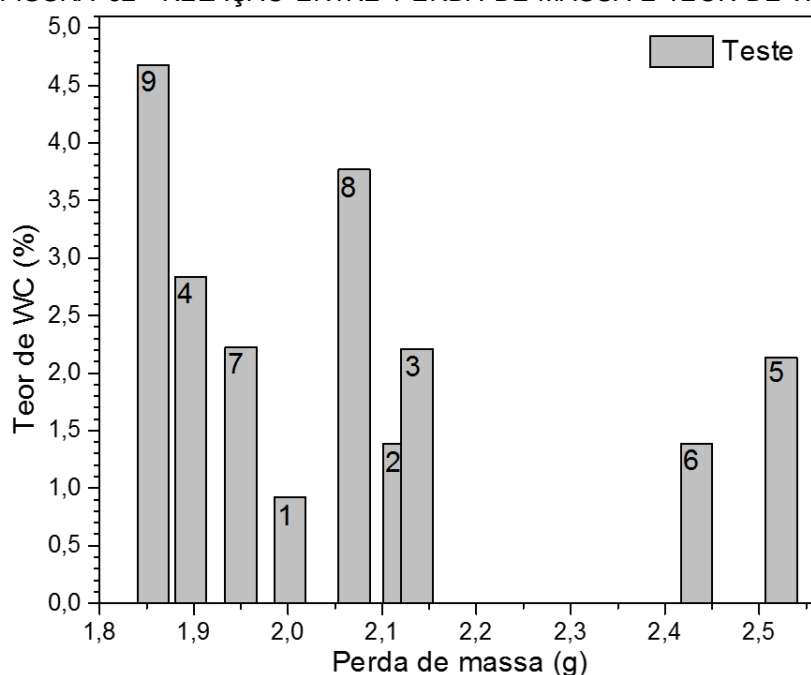
FIGURA 91 - RESULTADOS DE TEOR PERCENTUAL DE WC PARA TODOS OS TESTES



FONTE: O autor (2016).

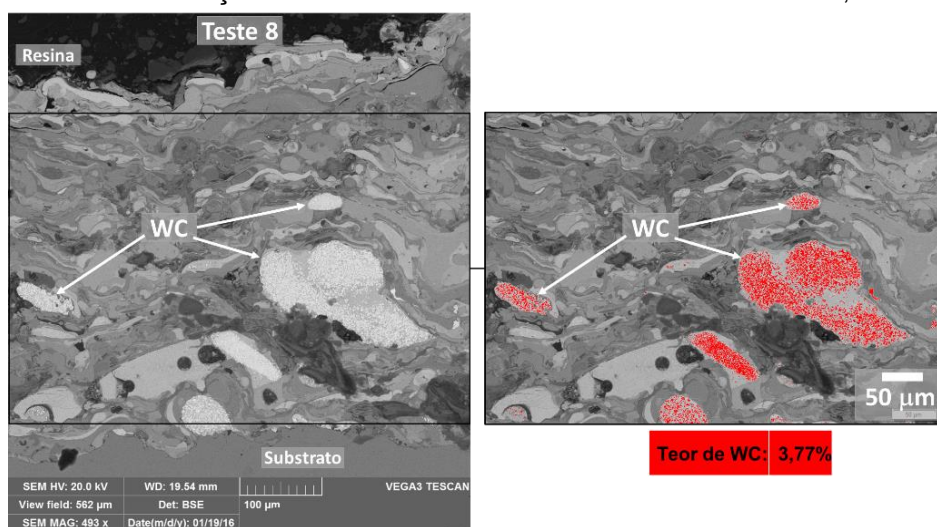
A Figura 92 mostra um gráfico que relaciona o teor percentual de WC com os resultados de perda de massa por desgaste abrasivo com impacto a 90°. Neste é visto que há uma relação de maior resistência ao desgaste para revestimentos com maior quantidade de WC. Apenas o teste 8, mostra que, apesar de apresentar grande quantidade de teor de WC, não apresentou o desempenho esperado no teste de desgaste. Isto ocorreu devido à distribuição não homogênea destes carbonetos na microestrutura, como pode ser visto na Figura 93.

FIGURA 92 - RELAÇÃO ENTRE PERDA DE MASSA E TEOR DE WC



FONTE: O autor (2016).

FIGURA 93 - MEDIÇÃO DO TEOR DE WC POR ANÁLISE DE IMAGEM, TESTE 8

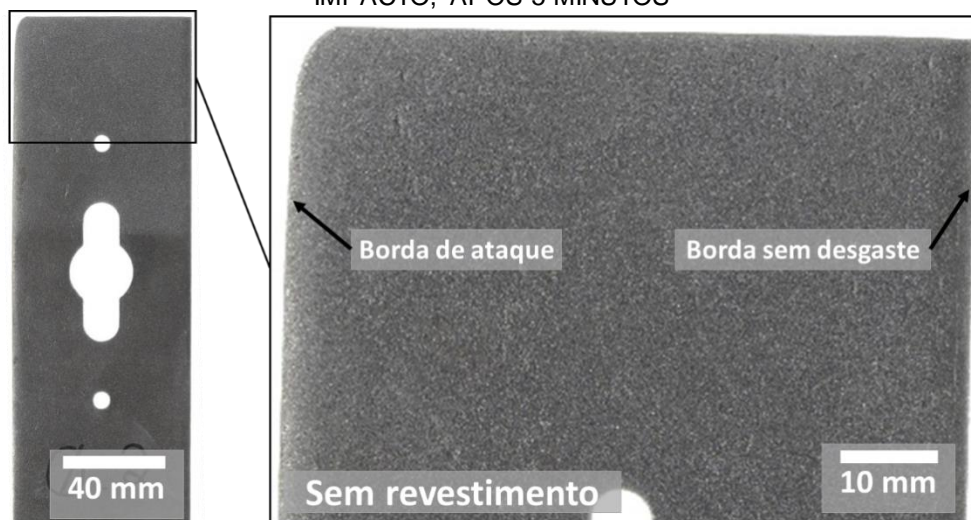


FONTE: O autor (2016).

4.2 TESTES DE DESGASTE POR ABRASÃO COM IMPACTO DE BAIXO ÂNGULO

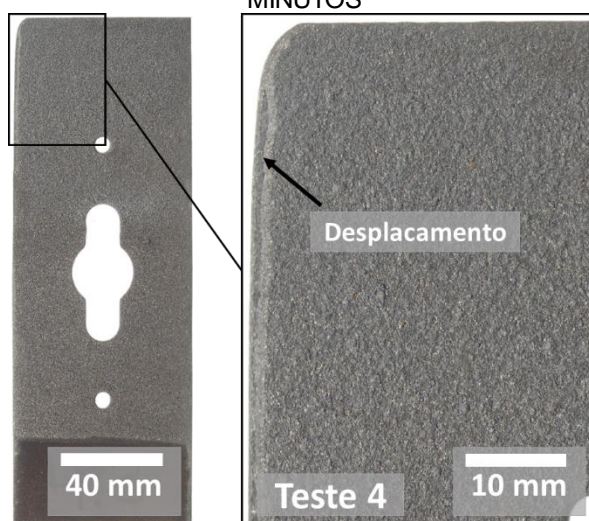
Inicialmente os testes de desgaste com baixo ângulo (0°) foram realizados nas amostras: sem revestimento (S.R.), teste 4, teste 9, teste Taguchi (revestimento depositado com os parâmetros otimizado) e teste 13. As Figuras 94 à Figura 98 mostram os aspectos das áreas desgastadas após 5 minutos de teste.

FIGURA 94 - FACA SEM REVESTIMENTO APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS



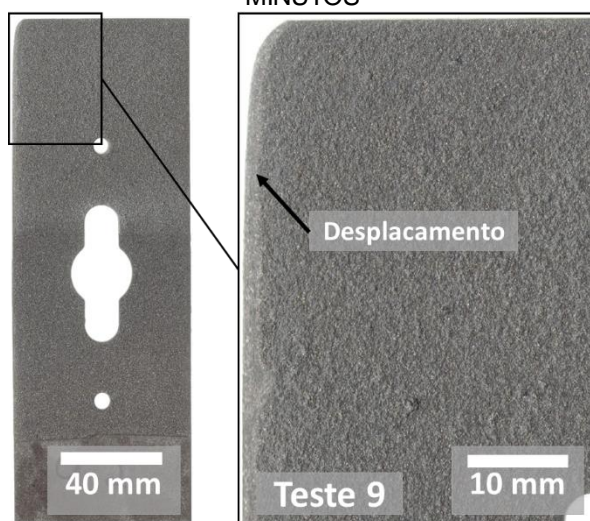
FONTE: O autor (2016).

FIGURA 95 - TESTE 4 APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS



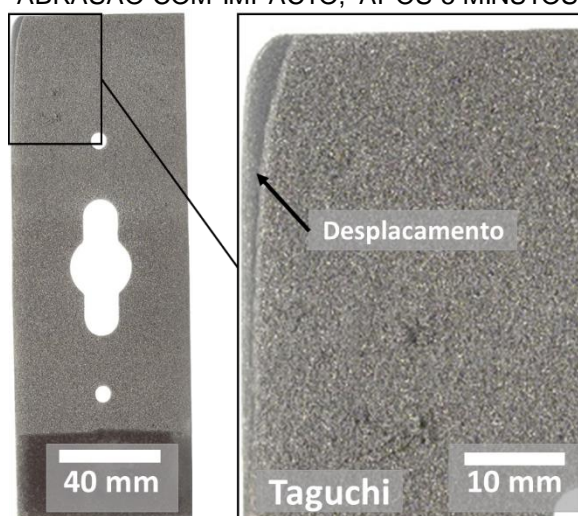
FONTE: O autor (2016).

FIGURA 96 - TESTE 9 APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS



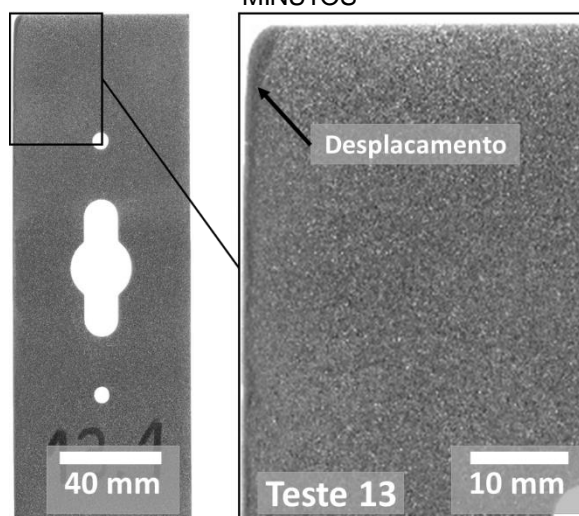
FONTE: O autor (2016).

FIGURA 97 - TESTE DE CONFIRMAÇÃO (DADOS TAGUCHI) APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS



FONTE: O autor (2016).

FIGURA 98 - TESTE 13 APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO, APÓS 5 MINUTOS



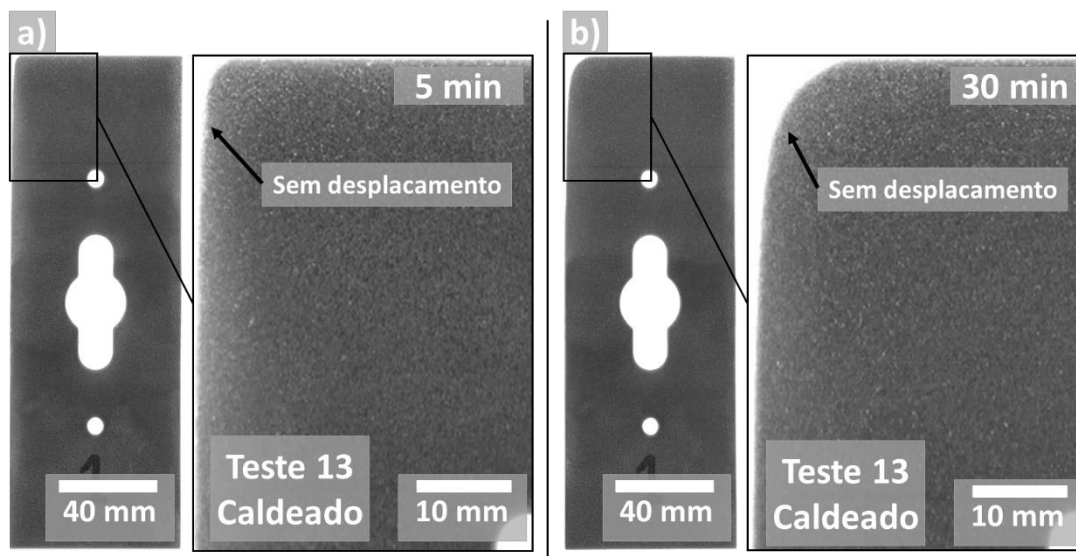
FONTE: O autor (2016).

No ensaio de desgaste por abrasão com impacto de baixo ângulo (0°) os revestimentos não resistiram a estes esforços, havendo deslocamento parcial na borda de ataque. Para resolver este problema foi realizado o procedimento de caldeamento, onde é esperado aumentar significativamente a aderência.

A Figura 99 a) mostra o teste 13 (revestido e caldeado) após teste de desgaste com impacto de baixo ângulo, onde não foi observado deslocamento após 5 minutos de teste, o que permitiu avançar com o ensaio por mais tempo, sendo possível observar na Figura 99 b) que após 30 minutos também não ocorreu deslocamento.

Maranho (2006), realizou tratamento térmico a 1050°C de revestimentos de ferro fundido branco multicomponente, aplicados por aspersão térmica HVOF, obtendo melhor coesão entre as lamelas por sinterização, o que proporcionou melhoria significativa na resistência ao desgaste em abrasômetro tipo roda de borracha, comparado com o revestimento apenas aspergido. No entanto, Maranho não observou melhoria de adesão do revestimento ao substrato, talvez porque a adesão do revestimento por HVOF já ser alto comparado com a aderência por ASP (MARANHO, 2006).

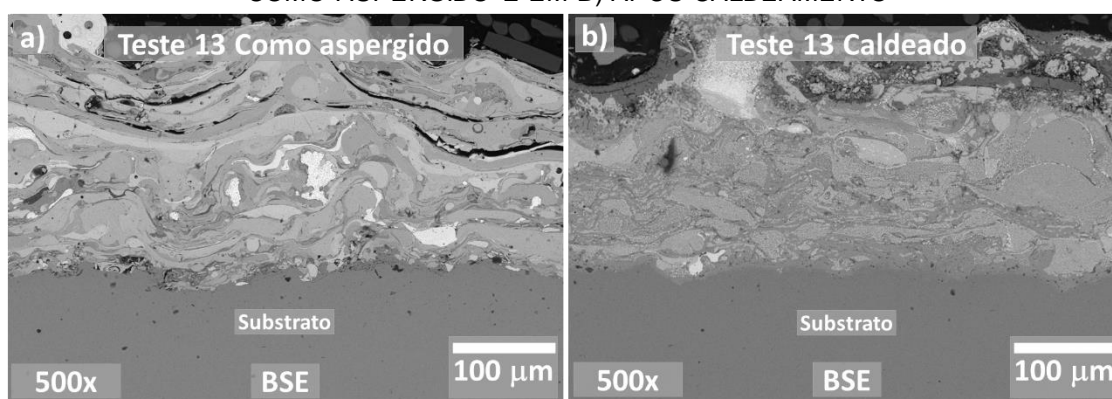
FIGURA 99 - TESTE 13 CALDEADO APÓS TESTE DE DESGASTE COM ABRASÃO COM IMPACTO DE BAIXO ÂNGULO, EM a) APÓS 5 MINUTOS E EM b) APÓS 30 MINUTOS



FONTE: O autor (2016).

O processo de caldeamento sobre o revestimento depositado por ASP proporcionou uma grande transformação microestrutural, porém manteve a morfologia lamelar típica de revestimentos aspergidos. A Figura 100 apresenta a morfologia do revestimento do teste 13 antes e após o caldeamento, destacando a melhoria de morfologia, bem como na interface revestimento/substrato.

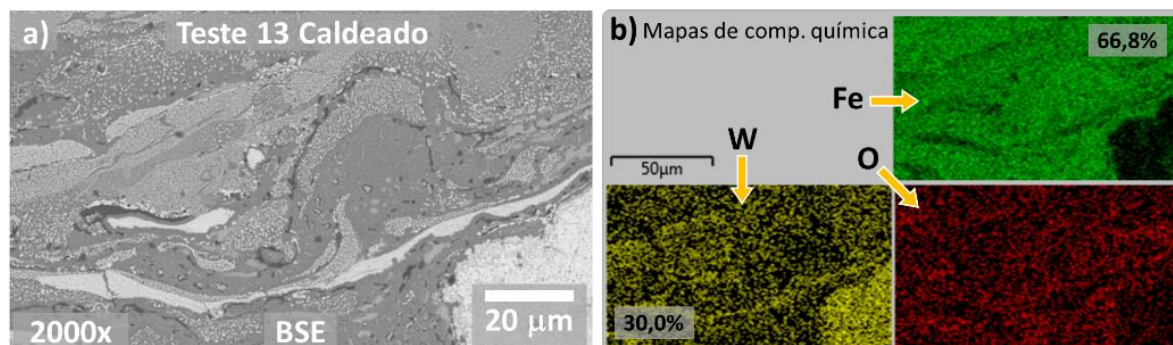
FIGURA 100 - MORFOLOGIA DO REVESTIMENTO DO TESTE 13, EM A) NA CONDIÇÃO DE COMO ASPERGIDO E EM B) APÓS CALDEAMENTO



FONTE: O autor (2016).

A Figura 101 apresenta a análise por mapeamento da composição química por EDS, onde pode ser observado que há uma homogeneização da distribuição de tungstênio nas lamelas, salvo as regiões onde permanecem os WC.

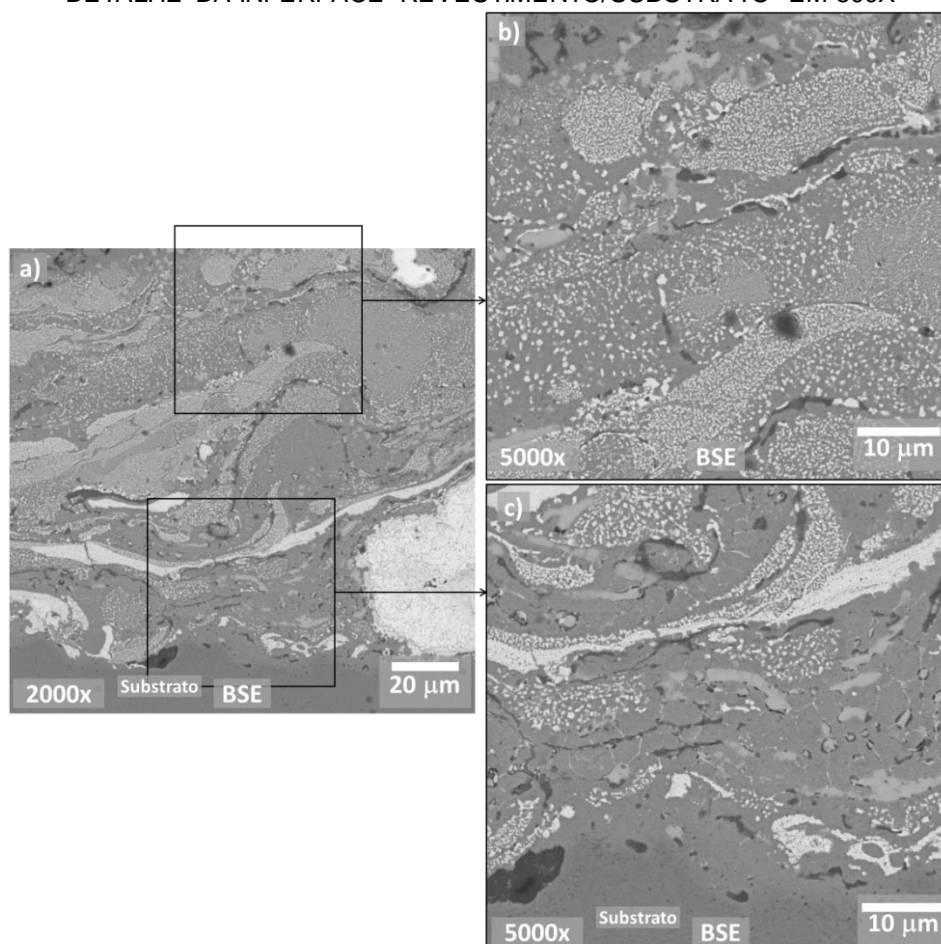
FIGURA 101 - TESTE 13 CALDEADO: MORFOLOGIA DA MICROESTRUTURA DO REVESTIMENTO. EM a) IMAGEM POR MEV-BSE, EM b) MAPAS DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA (Fe, W e O) POR EDS, DA MESMA REGIÃO DE a)



FONTE: O autor (2016).

Na Figura 102 pode ser visto com maior ampliação os detalhes desta nova microestrutura, onde em b) e c) é possível verificar que houve uma formação de pequenos aglomerados.

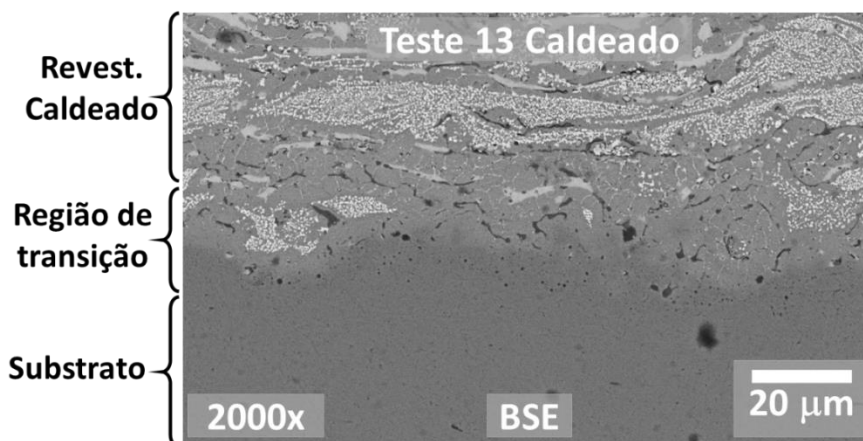
FIGURA 102 - DETALHES DA MORFOLOGIA DO REVESTIMENTO DO TESTE 13 CALDEADO. EM a) VISTA COM APLIAÇÃO DE 200X, EM b) DETALHE DA MORFOLOGIA EM 5000X E EM c) DETALHE DA INTERFACE REVESTIMENTO/SUBSTRATO EM 500X



FONTE: O autor (2016).

O caldeamento proporcionou uma nova condição de interface entre revestimento e substrato, podendo ser visto que há uma ligação metalúrgica, evidenciado pela imagem da Figura 103 e pelas análises de composição química por EDS.

FIGURA 103 - MORFOLOGIA DA INTERFACE REVESTIMENTO/SUBSTRATO

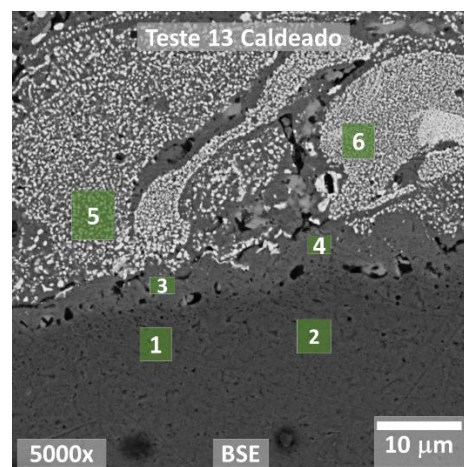


FONTE: O autor (2016).

A Tabela 29 mostra os resultados das análises por EDS das regiões localizadas próximas a interface. Nestas é visto que se formou uma região de transição com diluição, de aproximadamente 3 μm de espessura entre o revestimento e o substrato. A composição química desta região de transição está marcada pelos pontos 3 e 4, onde foram encontradas pequenas quantidades de W e Co, ou seja, elementos presentes inicialmente no revestimento.

TABELA 29 - ANÁLISES DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR EDS DA REGIÃO DE INTERFACE REVESTIMENTO/SUBSTRATO DO TESTE 13 CALDEADO

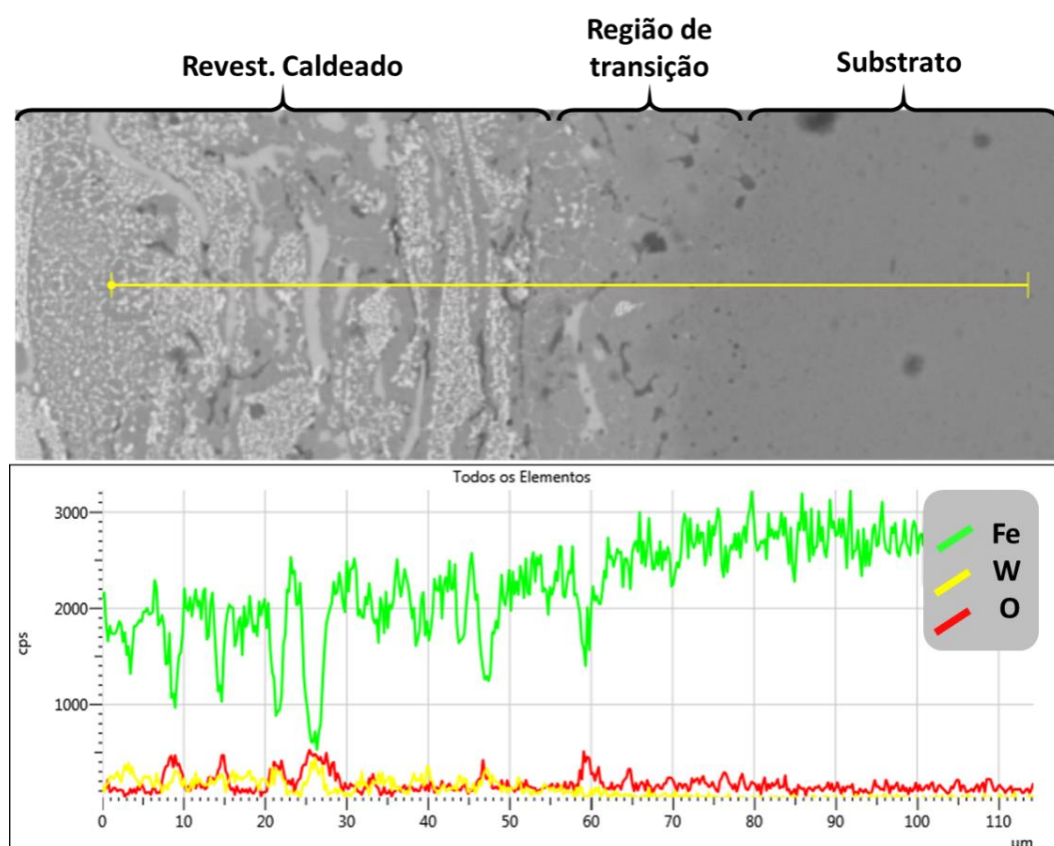
Região de EDS	Elemento químico (% em massa)			
	Fe	W	Co	Mn
5	62,54	34,26	3,2	
Revestimento				
6	53,57	42,7	3,73	
3	96,12	3,44	0,44	
Transição				
4	90,76	8,04	1,2	
1	99,04	0,96	----	
Substrato				
2	98,68	0,24	----	1,08



FONTE: O autor (2016).

Outra evidência da união metalúrgica entre o revestimento e substrato é o gradiente de composição química observado pela análise por EDS em linha. O gráfico da Figura 104 mostra esta variação de composição química, evidenciado pelo aumento gradual da quantidade de Fe do revestimento para o substrato, bem como, a redução gradual de W. Outra reação que fica evidenciada é a presença de óxido de tungstênio e de ferro. É provável sua formação no arco voltaico, onde se produz a fusão do arame e dissociação do ar comprimido. Com isso ficou oxigênio disponível a elevada temperatura para iniciar o processo de oxidação, formando óxido de tungstênio e ferro muito estáveis. Esta reação não tem sido relatada pela literatura especializada, o que deve ser pesquisado mais profundamente, principalmente porque pouca informação se tem sobre as propriedades do óxido de tungstênio e sua resistência ao desgaste e inclusive à corrosão.

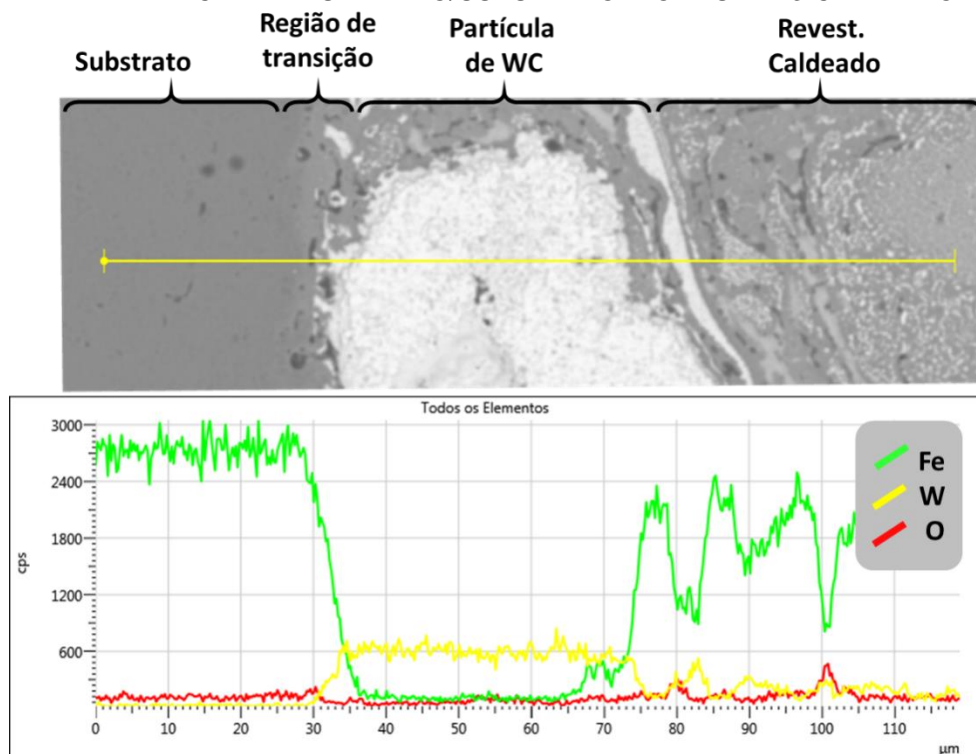
FIGURA 104 - ANÁLISE DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR EDS EM LINHA REGIÃO DE INTERFACE REVESTIMENTO/SUBSTRATO DO TESTE 13 CALDEADO



FONTE: O autor (2016).

A Figura 105 também mostra um gráfico com a análise por EDS em linha, porém realizado sobre uma partícula de WC muito próxima do substrato, evidenciando a presença destes carbonetos após o processo de caldeamento.

FIGURA 105 - ANÁLISE DE POR EDS EM LINHA NA REGIÃO COM CARBONETO DE TUNGSTÊNIO NA INTERFACE REVESTIMENTO/SUBSTRATO DO TESTE 13 CALDEADO



FONTE: O autor (2016).

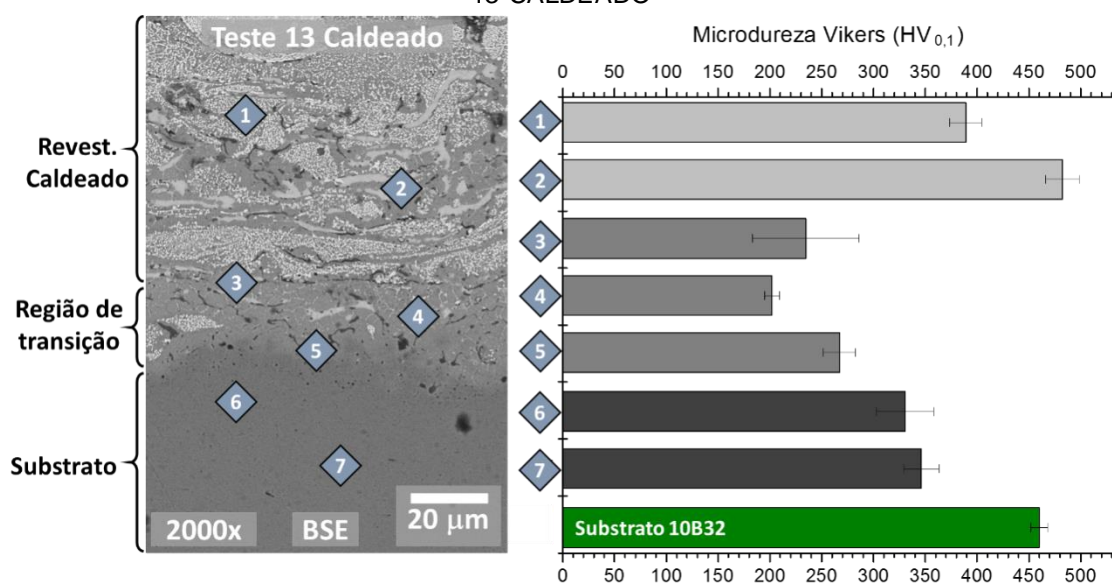
As alterações microestruturais geraram alterações de propriedades mecânicas, isso foi evidenciado pelas medições de microdureza, apresentadas na A perda de dureza ocorre devido à reação química do boro, que no aço tem que estar no estado atômico para melhorar a temperabilidade o que significa que cuidados devem ser tomados na produção do aço. O boro também pode tornar-se ineficaz se o seu estado é mudado através de tratamento térmico ineficaz. Por exemplo, temperaturas de austenitização altas devem ser evitadas pois ocorrem certos precipitados de boro (TOTAL matéria, 2016).

106. Nesta é apresentado uma figura esquemática indicando pelos losangos onde foram realizadas as medições.

Após o caldeamento houve uma perda de dureza no substrato do aço 10B32, conforme pode ser visto no gráfico da Figura 106, isso ocorreu devido ao aquecimento e posterior nova austêmpera destes substratos.

A perda de dureza ocorre devido à reação química do boro, que no aço tem que estar no estado atômico para melhorar a temperabilidade o que significa que cuidados devem ser tomados na produção do aço. O boro também pode tornar-se ineficaz se o seu estado é mudado através de tratamento térmico ineficaz. Por exemplo, temperaturas de austenitização altas devem ser evitadas pois ocorrem certos precipitados de boro (TOTAL matéria, 2016).

FIGURA 106 - RESULTADOS E POSIÇÕES DAS INDENTAÇÕES DE MICRODUREZA NO TESTE 13 CALDEADO



FONTE: O autor (2016).

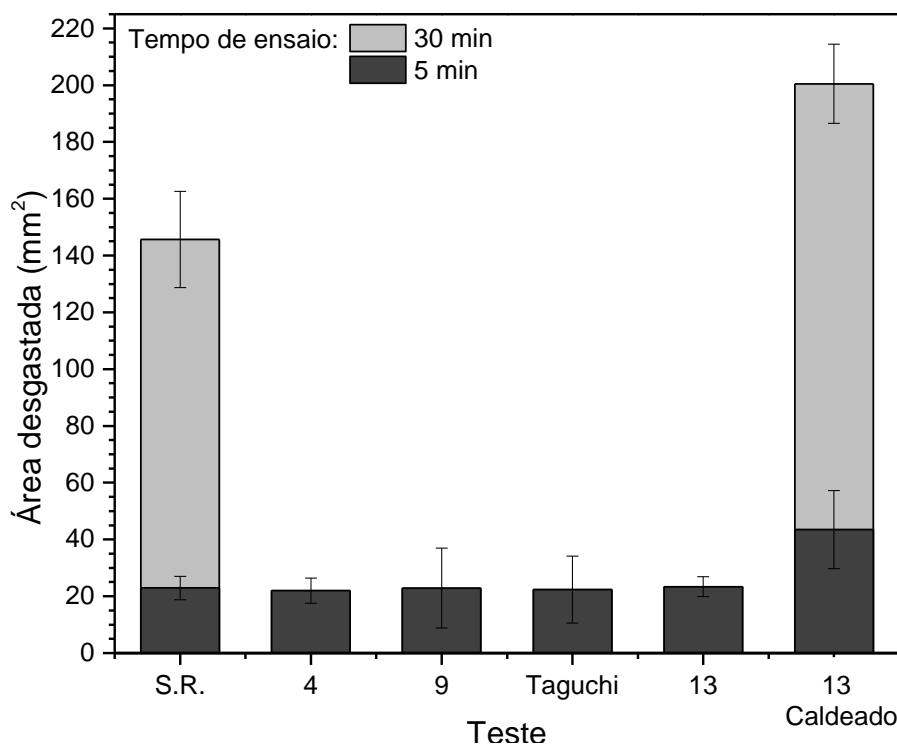
A temperabilidade é altamente dependente do comportamento do oxigênio, carbono e nitrogênio presentes no aço. O boro reage com o oxigênio para formar óxido de boro (B_2O_3); com o carbono para formar cementita de ferroboro ($Fe_3(CB)$) e carbeto de ferro boro ($Fe_{23}(CB)_6$); e com nitrogênio para formar nitreto de boro (BN) (TOTAL matéria, 2016).

A temperabilidade do aço boro é relacionada estreitamente às condições de austenização e geralmente é informado que diminui com aquecimento acima de 1000 °C. O aço boro também deve ser revenido a temperatura menor que aços liga com a mesma temperabilidade (TOTAL matéria, 2016).

A Figura 107 apresenta um gráfico com os resultados das medições de área desgastada após teste de abrasão de baixo ângulo. Onde foi observado que não há grande diferença entre os testes com as facas somente revestidas, independente do revestimento do teste. Isso ocorreu devido aos deslocamentos parciais ocorridos

durante o teste, fazendo com que o teste ocorresse predominantemente sobre o substrato (faca).

FIGURA 107 - RESULTADOS DAS ANÁLISES DE ÁREA DESGASTADA NO ENSAIO DE DESGASTE COM IMPACTO DE BAIXO ÂNGULO



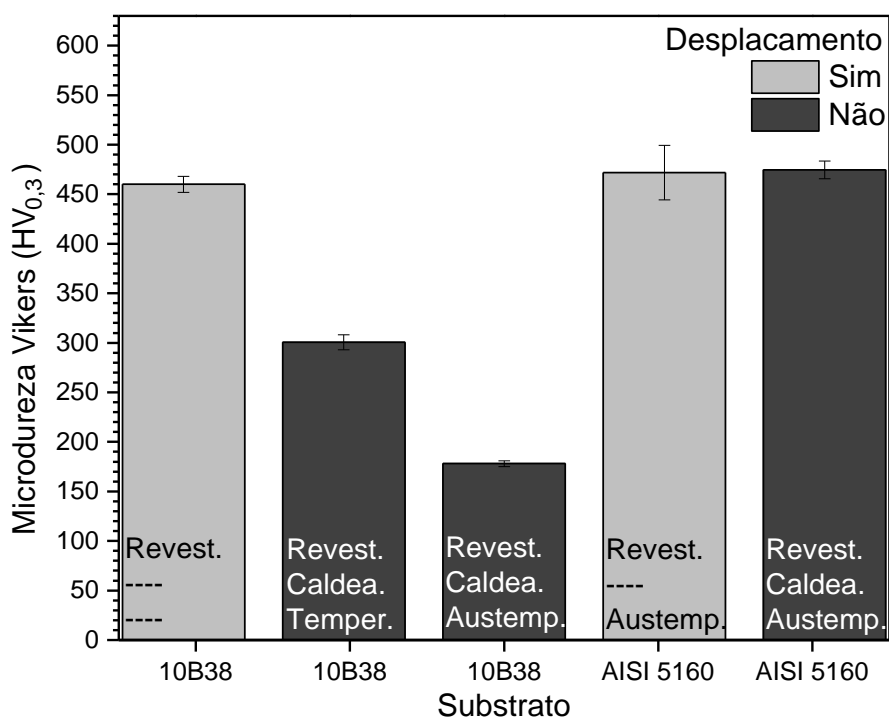
FONTE: O autor (2016).

No entanto, os resultados obtidos no teste 13 caldeado mostram que houve um grande aumento da área desgastada, ou seja, o caldeamento prejudicou o desempenho da faca no teste de desgaste com impacto de baixo ângulo.

O ciclo térmico envolvido no processo de caldeamento é suficiente para alterar a microestrutura do substrato, porém não há na bibliografia referências sobre caldeamento de camadas de revestimento duro aspergidas por AT que foram reaquecidas para a melhoria da aderência, sem refusão. A bibliografia cita apenas a utilização de ligas auto fundentes para a obtenção da aderência metalúrgica entre substrato e revestimento (Ver subitem 2.1.4.6 - Refusão de camadas obtidas por aspersão térmica).

Os resultados de micro dureza do substrato, apresentados no gráfico da Figura 108, mostram como o caldeamento reduziu a dureza do substrato do aço 10B38, independente do tratamento térmico posterior realizado.

FIGURA 108 - RESULTADOS DE MICRODUREZA VICKERS DOS SUBSTRATOS DOS AÇOS 10B38 E AISI 5160



FONTE: O autor (2016).

No entanto, a substituição do aço 10B38 pelo AISI 5160 na confecção dos substratos (facas), permitiu que o tratamento térmico posterior de austêmpera recuperasse a dureza do substrato após o procedimento de caldeamento do revestimento.

A melhor condição para resistir ao desgaste é o aço AISI 5160 revestido, caldeado e austemperado.

5 CONCLUSÕES

Para as condições experimentais deste trabalho, é possível concluir que:

O planejamento experimento de Taguchi permitiu estudar a influência dos parâmetros de deposição, dando suporte para definir as condições de deposição que produziram o revestimento com as melhores características de morfologia e distribuição de WC. Os melhores resultados foram obtidos com corrente elétrica de 220 A, distância de 100 mm, pressão do ar comprimido de 3 bar e pré-aquecimento de 150 °C.

Os revestimentos na condição de “como aspergido” apresentam bom desempenho de resistência ao desgaste por abrasão com impacto de alto ângulo (90°), porém, não resistem aos esforços do ensaio realizado com baixo ângulo (0°).

O caldeamento proporcionou uma união metalúrgica entre revestimento e substrato, proporcionando aderência suficiente para não ocorrer deslocamento durante os testes de abrasão com impacto de baixo ângulo.

O ciclo térmico induzido pelo processo de caldeamento causa redução da dureza do substrato preparado com aço 10B32.

O tratamento térmico para recuperação da dureza do substrato, após o caldeamento, é possível para o aço AISI 5160, que apresenta boa temperabilidade depois de revestido e caldeamento. Já o aço 10B32 não permite recuperação de dureza por tratamento térmico posterior.

O teste de abrasão com impacto no equipamento construído mostrou-se eficaz no teste.

A deposição de arame à base de ferro com carboneto de tungstênio reciclado por ASP em aço 5160, com caldeamento e austêmpera posterior, é adequado para a fabricação de facas de colhedoras de cana de açúcar.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Estudar a formação de óxido de tungstênio em revestimentos de carboneto de tungstênio por arco elétrico.
2. Estudar o efeito da temperatura no caldeamento por chama oxi-acetilênica de revestimentos por arco elétrico de ligas à base de ferro com carboneto de tungstênio.
3. Estudar o efeito da utilização de nitrogênio como gás transporte ao invés de ar em revestimentos por arco elétrico de ligas à base de ferro com carboneto de tungstênio.
4. Testar no campo, em colhedoras de cana de açúcar, facas revestidas Fe-WC através do processo ASP.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ABKENAR, A. P. **Wire-arc Spraying System: Particle Production, Transport, and Deposition**. Tese de Doutorado. University of Toronto, 2007.

AGRICORTE. **Peças agrícolas com tecnologia antidesgaste**. Disponível em: <<http://www.agricorte.com.br/tecnologia-antidesgaste/>> acessado em: 11 out. 2015.

ASTM E1920: **Standard Guide for Metallographic Preparation of Thermal Spray Coatings**. American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2008.

ASTM E2109: **Standard Test Method for Determining Area Percentage Porosity of Thermal Spray Coatings**. American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2014.

ASTM E 384: **Standard Test Method for Microhardness of materials**. American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2011.

ASTM G32: **Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus**. American Standard of Testing Materials. West Conshohocken: 2003.

BLAU, J. P. (1995). **Friction, Lubrication and Wear Technology**. ASM Handbook. v.18, pp 20

BLUE blade steel. **Alloy steel strip coil**: typical chemical properties. Disponível em: <http://www.bluebladesteel.com/content.cfm/Materials/AlloySteel/category_id/102/page_id/149>. Acesso em: 02 nov. 2016.

BUCHANAN, V.E.; MCCARTNEY D.G.; SHIPWAY P. H. A comparison of the abrasive wear behavior of iron-chromium based hard faced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying. **Wear**, v. 264, n. 7-8, p. 542-549, 2008.

BUSATIS GMBH. Jordan, R. **Hard facing for cutting edges of agricultural machine blades**. US 6067784-A, 28 abr. 1998, 30 maio 2000.

BUSATIS©. **Busa®SPRAY**. Disponível em: <www.busatis.com/en/technologies/busatis-busaspray-thermal-spraying/>. Acesso em: 13 out. 2015.

CASE IH AGRICULTURE. **Colheitadeiras e colhedouras**. Disponível em: <<http://br.viarural.com/agricultura/tratores/case-ih/colhedoras-e-colheitadeiras-colhedoras-de-cana-8000.htm>>. Acesso em: 02/04/2014.

CORRÊA, E. O. **Avaliação da resistência ao desgaste de ligas desenvolvidas para solda de revestimento duro para uso sob condições altamente abrasivas**. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de São Carlos, UFSCar, São Carlos, 2005.

DALLAIRE, S. Hard Arc-Sprayed Coating with enhanced Erosion and Abrasion Wear Resistance. **Journal of Thermal Spray Technology**, v.10, n.3, p. 511-519, 2001.

DALLAIRE, S. Thermal Spraying of Reactive Materials to Form Wear-Resistant Composite Coatings. **Journal of Thermal Spray Technology**, v.1, n.1, p. 41-47, 1992.

DAVIES, V. H.; BOLTON, L. A. The mechanism of wear. **Weld Surfacing and Hardfacing**. The Welding Institute, Cambridge, p. 4-10, 1980.

DIXIT, G. Effect of impingement angle on erosion of high strength low alloy steel (Shot peened, Heat treated). **International Conference on Shot Peening and Blast Cleaning**, p. 288-293, 2001.

EUTECTIC CASTOLIN. **EutronicArc Spray 4**: Manual de operações & Lista de peças sobressalentes. Disponível em: <http://www.eutectic.com.br/manuais/manual_arcspray_operacoes.pdf>. Acesso em: 20 nov. 2015.

EYRE, T. S. The mechanisms of wear. **Tribology international**, v. 11, n. 2, p. 91-96, 1978.

FELLER, H.G.; MATSCHAT, E. Verschleissuntersuchungen mit der Mikrosonde. **Prakt. Metallographie**, v. 8, p. 335-344, 1971.

IORE, N. F.; KOSEL, T. H., FULCHER, J. K. The Effect of Carbide Volume fraction on the Low Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons. **Wear**, n.84, p.313-325, 1983.

FRANEK, F.; BADISCH, E.; KIRCHGASSNER, M. Advanced Methods for Characterization of Abrasion/Erosion Resistance of Wear Protection Materials. **FME Transactions**, v. 37, n. 2, p. 61-70, 2009.

FUJIMURA, H.; KAMITO, Y.; NOTOMI, A.; Kinoshita, M., Development of hard overlay welding for high wear resistance. **Mitsubishi Heavy Industries Ltd**, report, julho, 1988.

GOLDHOFF, R. M.; SPRETNAK, J. W. Distribution of boron in gamma-iron grains. **Transactions of the american institute of mining and metallurgical engineers**, v. 209, p. 1278-1283, 1957.

GRASME, D. Arc spraying of aluminium. **Welding and Cutting**, v. 8, p. 124-125, 1990.

GREGOLIN, J. A. R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-Nb resistentes ao desgaste**, 1990. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia Mecânica, UNICAMP, Campinas, 1990.

HERNANDEZ, O. J. S. **Otimização do Consumível na Solda de Revestimento Aplicada na Indústria Sucroalcooleira**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais), Universidade Federal de São Carlos, UFSCar, São Carlos, 1997.

HIRAGA, H.; INOUE, T.; SHIMURA, H.; MATSUNAWA, A. Cavitation erosion mechanism Of NiTi coatings made by laser plasma hybrid spraying, **Wear**, v. 231, n. 2, p. 272-278, 1999.

JANDESKA, W. F.; MORRAL, J. E. The distribution of boron in austenite. **Metallurgical Transactions**, v. 3, n. 11, p. 2933-2937, 1972.

JOST, H. P. **Lubrication (Tribology) Education and Research**. Jost report, Department of education and science, HMSO, London, 1966.

KILLINGER A. **Funktionsschichten für industrielle Anwendungen**. Stuttgart: Universitätsbibliothek der Universität Stuttgart, 2003. Disponível em: <<http://www.uni-stuttgart.de/wechselwirkungen/ww2003/Killinger.pdf>>. Acesso em: 27 fev. 2016.

KOTECKI, D. J.; OGBORN, J. S. Abrasion Resistance of Iron Based Hardfacing Alloy. **Welding Journal-Including Welding Research Supplement**, v. 74, n. 8, p. 269-278, 1995.

KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles. **ASM International**, Materials Park, Ohio, 2000.

KRUSCHOV, M.M.; BABICHEV, M.A., Resistance to abrasive wear of structurally inhomogeneous materials. **Friction and Wear in Machinery**, v. 12, p. 1-13, 1958.

LEITE, R.; MARQUES, P. V. Estudo comparativo da resistência ao desgaste abrasivo do revestimento de duas ligas metálicas utilizadas na indústria, aplicadas por soldagem com arames tubulares. In: **Anais do 5º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação (em CD-ROM)**, 9p., Belo Horizonte, MG. 2009.

LIMA A. C. **Análise da resistência ao desgaste de revestimento duro aplicado por soldagem em facas picadoras de cana-de-açúcar**. Tese (Doutorado em Engenharia de Mecânica), Universidade Federal de Uberlândia, UFU, 2008.

LIMA, A. C; FERRARESI, V A. Análise da microestrutura e da resistência ao desgaste de revestimento duro utilizado pela indústria sucroalcooleira. **Soldagem e Inspeção**. São Paulo, v. 14, n. 2, p. 140-150, 2009 .

LIMA, C. R. C., TREVISAN, R. E. **Aspersão Térmica: Fundamentos e Aplicação**. Artliber Editora, São Paulo, 2002.

LIMA, C. R. C.; TREVISAN, R. E. Ensaios de adesão em revestimentos metal-cerâmicos obtidos por Aspersão Térmica a Plasma. **Ciência & Tecnologia**, v. 13, p. 51-62, 1999.

LIRA, S. A. **Planejamento de Experimentos**. Apostila. Universidade Federal do Paraná, Curitiba. 2012.

MACHADO, M. A. **Desenvolvimento dos parâmetros de tratamento térmico de ferro fundido nodular austemperado ASTM987 GRAU II**. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2007.

MARANHO, O. **Aspersão térmica de ferro fundido branco multicomponente**. 2006. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006.

MARQUES, P. V. Aspersão Térmica, Infosolda, 2003. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/images/Downloads/Artigos/processos_solda/asperso-termica.pdf>. Acesso em: 27 mar. 2016.

MCBRIDE, C. C.; SPRETNAK, J. W.; SPEISER, R.A Study of the Fe-Fe₂B System. **Trans. ASM**, v. 46, p. 499, 1954.

MENEZES, D. D. **Avaliação da resistência à corrosão de revestimentos de alumínio aplicados pelas técnicas de arco elétrico e chama convencional, em meio cloreto**. Tese (Doutorado em Ciências em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Faculdade UFRJ. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro/RJ, 2007.

MULHEARN, T. O.; SAMUELS, L. E. The abrasion of metals: a model of the process. **Wear**, v. 5, n. 6, p. 478-498, 1962.

NIRANATLUMPONG, P.; KOIPRASERT, H. Phase Transformation of NiCrBSi–WC and NiBSi–WC arc sprayed coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 206, n. 2, p. 440-445, 2011.

NOBLE, D. N. **Factors Which Affect Abrasive Wear Resistance of Hardfacing Weld Deposits - a Review of the Literature**. Cambridge: Welding Institute, 1984.

OERLIKON, Coating Materials: **Thermal Spray OerlikonMetco**. Disponível em: <<http://www.oerlikon.com/metco/en/products-services/coating-materials/coating-materials-thermal-spray>>. Acesso em: 24/08/2014.

PAREDES, R. S. C. **Aspersão térmica: Aspersão térmica por arco elétrico**. Curitiba: Universidade Federal do Paraná, 2012.

PAREDES, R.S.C.; PROCOPIAK, L.A. **Otimização dos reparos de turbina através da pesquisa em novos processos e materiais de soldagem**. Projeto Otimização, Curitiba: LACTEC, 2002.

PUKASIEWICZ, A. G. M., **Desenvolvimento de Revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni Resistentes à Cavitação Depositados por Aspersão ASP**, Tese (Doutorado em Engenharia), Programa de Pós Graduação em Engenharia de Materiais e Processos da Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2008.

ROY, R. K. **Design of experiments using the Taguchi approach: 16 steps to product and process improvement**. John Wiley & Sons, 2001.

RUPPRECHT, C. **Ganzheitliche Verfahrens-und Schichtoptimierung für das Hochgeschwindigkeitsdrahtflammspritzen**. 2009. Tese (Doutorado em Engenharia) - Chemnitz Techn. Univ., 2009.

SHEPPARD, P.; KOIPRASERT, H. Effect of W dissolution in NiCrBSi–WC and NiBSi–WC arc sprayed coatings on wear behaviors. **Wear**, v. 317, n. 1, p. 194-200, 2014.

STEWART, D. A.; SHIPWAY, P. H.; MCCARTNEY, D. G. Influence of heat treatment on the abrasive wear behaviour of HVOF sprayed WC–Co coatings. **Surface and Coatings Technology**, v. 105, n. 1, p. 13-24, 1998.

SUCHARSKI, G., B. **Deposição de revestimentos tipo barreira térmica por aspersão térmica**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Paraná. Curitiba, 2012.

SURZHENKOV, A.; KULU P.; TARBE R.; MIKLI, V.; SARJAS, H.; LATOKARTANO, J. Wear resistance of laser remelted thermally sprayed coatings. **Estonian Journal of Engineering**, v. 15, n. 4, p. 318-328, 2009.

TAGUCHI, G; ELSAYED, E. A.; HSIANG, T. C. **Engenharia da qualidade em sistemas de produção**. McGraw-Hill, 1990.

TAVARES, R. C. **Caracterização do Nb₂O₅ como alternativa na proteção anticorrosiva na indústria do petróleo**. Dissertação (Mestrado em Engenharia), Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.

TOTAL Materia. **Boron in Steel: Part One**. Artigos online, 2016. Disponível em: <www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=KTS&NM=212>. Acesso em: 28 fev. 2016.

TREVISANI, E. F.; PAREDES, R. S. C.; AGUIAR, L. A.; SUCHARSKI, G. B.; PADILHA, H.; CARDOZO, M. A.; CAPRA, A. R.; Evaluation of NiAl Alloys Used as Resistant Coating Deposited by Powder Flame Spraying. **21st Brazilian Congress of mechanical Engineering**, Natal, RN, Brazil, 2011.

TYLCZAK, J. H.; OREGON, A. Abrasive wear. USA: **ASME Handbook**, v. 8, p. 184-190, 1992.

UNGER R. H., COOK R. D., MOSIER W. C., Comparison of Deposits of Wires Applied by Welding, Thermal Spraying, and Spray and Fuse. **Welding Journal**, p. 50, 2008.

USMANI, U., SAMPATH, S., HOUCK, D. L., LEE, D. Effect of Carbide Grain Size on the Sliding and Abrasive Wear Behavior of Thermally Sprayed WC-Co Coatings. **Tribology Transactions**, v. 40, n. 3, 1997.

VREIJING, M. **Electrochemical Characterization of Metallic Thermally Sprayed Coatings**. PhD (Doutorado) TNO Institute of Industrial Technology, Nederland, 1998.

WILDEN, J.; WANK, A.; SCHREIBER, F. Wires for arc- and high velocity flame spraying – wire design, materials and coating properties. **International Thermal Spray Congress - ITSC 2000**, Montreal, Canada, 8-11 May, 2000.

WU, J.; GRAHAM, L. J. W.; SHORT, G. Slurry Redirection Reduces Impact of Erosion. **Engineering and Mining Journal**, v. 215, n. 12, p. 88, 2014.

ZEPTER, Paulo Gilberto. **Influência da microestrutura nas propriedades mecânicas do aço ABNT 5160 em condições de carregamento monotônico e cíclico**. 2007. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear - Materiais) - Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

ZUM GAHR, K. H. Microstructure and wear of materials. **Tribology series**, v. 10, p. v-vi, 1987.

ANEXO I: ARAME DE REVESTIMENTO UTILIZADO

Tecnologia em Desgaste

DURMAT- O A Br ARAME TUBULAR**CLASSIFICAÇÃO**

DIN 8555 MF 21/22 - UM - 60 - CG

DESCRIÇÃO

O **DURMAT-O A Br** é um arame tubular , contendo partículas de carboneto de tungstênio , com granulometria controlada, ideal para abrasão severa.

CARACTERÍSTICAS TÉCNICAS

O depósito apresenta uma matriz de C-Fe-W- Co com partículas de Carboneto de Tungstênio encrustadas. O depósito apresenta elevada dureza e resistência à abrasão severa.

METAIS DE BASE

Aços ao carbono, aços baixa liga, aços fundidos, todos com no máximo 0,50% de carbono. Para aços alta liga é necessário uma camada de almofada com eletrodo tipo AWS 307.

APLICAÇÕES TÍPICAS

Revestimento de ferramentas e peças de máquinas utilizadas em mineração, raspadores de areia de fundição, equipamentos de terraplenagem e construção de estradas, etc.

DUREZA DO DEPÓSITO

matriz: 50 - 58 HRc WC : 2000 HV 0,4

DIMENSÃO PADRÃO E CORRENTE DE SOLDAGEM

Ø - (mm)	VOLTAGEM (V)	AMP ERAGEM (A)
1,6	25 – 29	150 a 300

Nota: Outros diâmetros sob consulta.

PROCEDIMENTO DE APLICAÇÃO

Prepare a superfície por jateamento ou esmerilhamento, deixando-a sem óxidos, graxas ou outras impurezas. Pré-aqueça a peça de acordo com a sua espessura e composição química. Solde o **DURMAT-O A Br** , com a menor corrente possível.

O RESFRIAMENTO DEVE SER LENTO E ABRIGADO DO VENTO.

ANEXO II: RESULTADOS DE RUGOSIDADE

Os valores de rugosidade médios são apresentados na Tabela 30. As medições foram realizadas sobre as facas após jateamento conforme as condições de jateamento apresentada na metodologia deste trabalho.

TABELA 30 - RUGOSIDADE DOS SUBSTRATO

Repetição	RA (μm)	RY(μm)
r1	6,87	38,97
r2	6,09	36,40
r3	6,76	41,37
r4	7,54	40,90
r5	6,49	42,28
r6	7,70	38,51
r7	6,67	44,52
r8	6,72	42,66
r9	6,99	41,56
r10	7,01	41,92
MÉDIA	6,884	40,909
DESVIO	0,4711	2,345

ANEXO III: TENSÃO DE RUPTURA

A Tabela 31 apresenta todos os resultados dos ensaios de aderência por tração.

TABELA 31 - RESULTADOS DO TESTE DE TRAÇÃO		
AMOSTRA	TENSÃO (MPa)	OBSERVAÇÕES
1.1	44,51	Desconsiderado
1.2	33,20	Falha coesiva
1.3	34,35	Falha coesiva
2.1	27,59	Falha coesiva
2.2	24,25	Falha coesiva
2.3	25,41	Falha coesiva
3.1	25,14	Falha coesiva
3.2	26,28	Falha coesiva
3.3	25,66	Falha coesiva
4.1	24,72	Falha coesiva
4.2	25,69	Falha coesiva
4.3	23,49	Falha coesiva
5.1	21,38	Falha coesiva
5.2	28,06	Falha coesiva
5.3	26,36	Falha coesiva
6.1	22,77	Falha coesiva
6.2	23,78	Falha coesiva
6.3	26,36	Falha coesiva
7.1	21,16	Falha coesiva
7.2	23,44	Falha coesiva
7.3	27,79	Falha coesiva
8.1	26,08	Falha coesiva
8.2	27,47	Falha coesiva
8.3	23,44	Falha coesiva
9.1	25,71	Falha coesiva
9.2	20,79	Falha coesiva
9.3	21,13	Falha coesiva

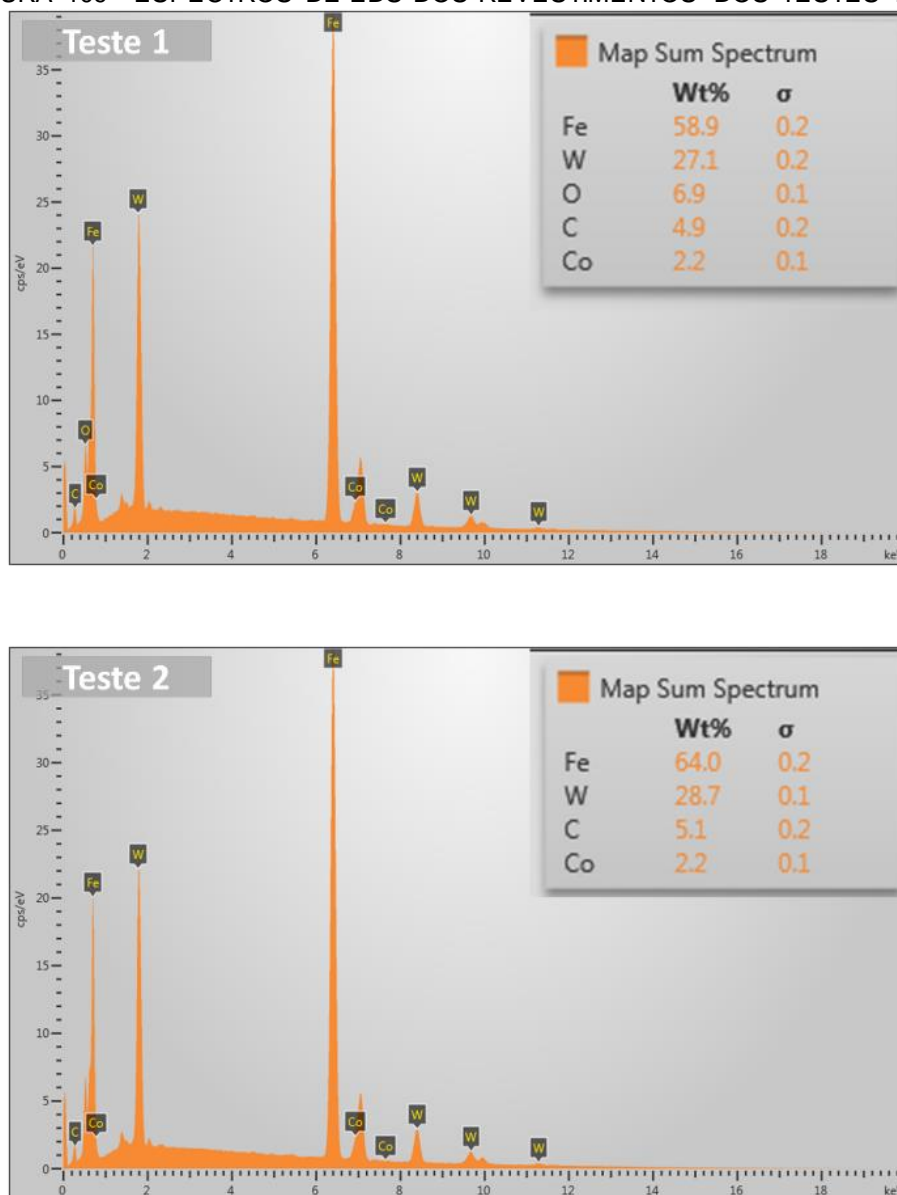
FONTE: O autor (2016).

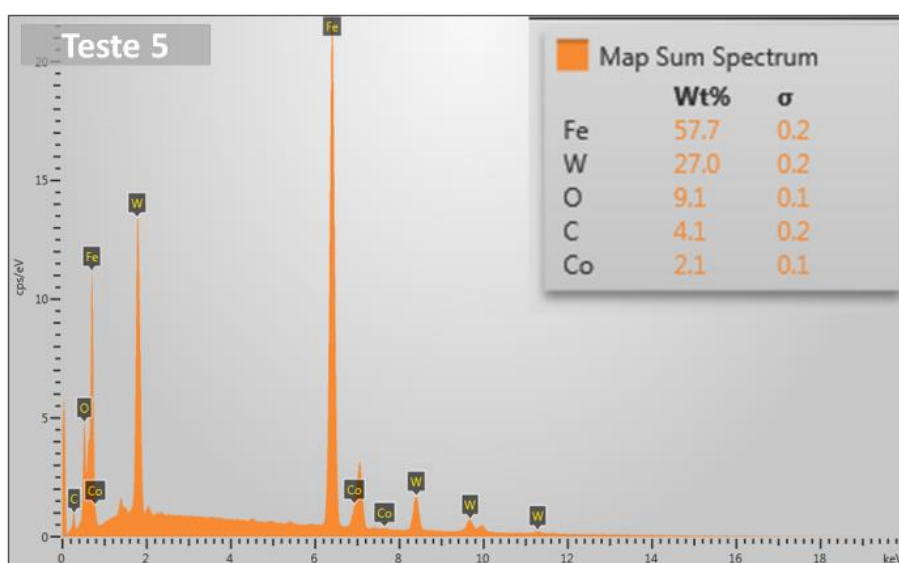
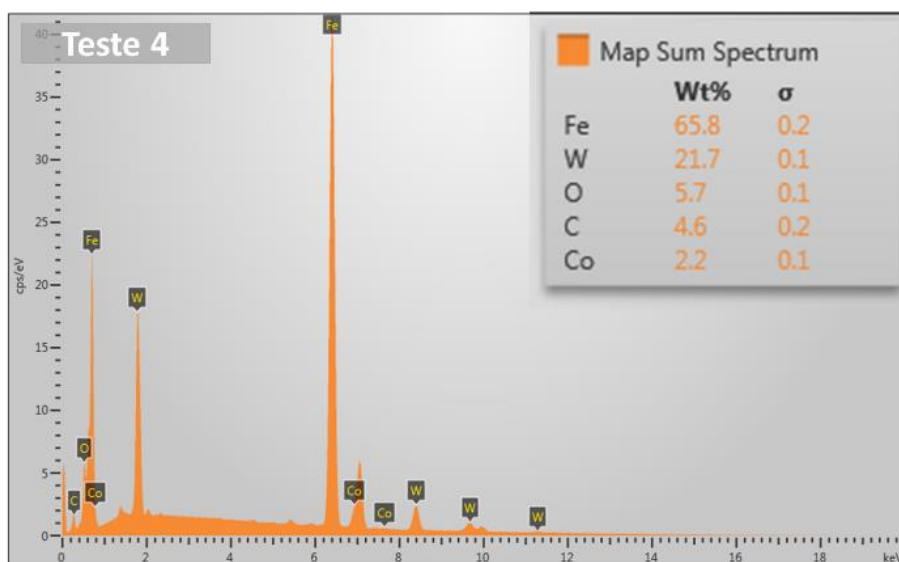
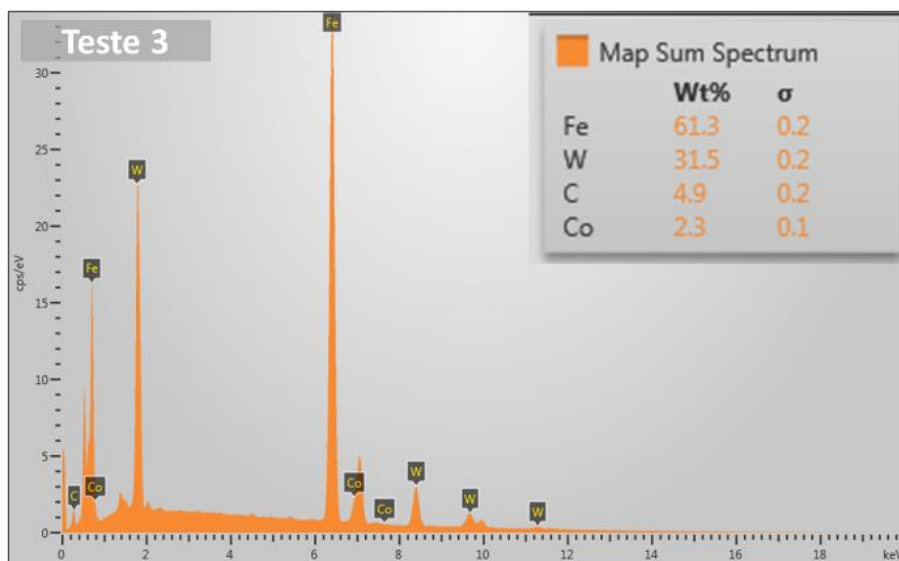
A amostra 1.1 foi desconsiderada porque a cola atravessou a camada revestida, atingindo o substrato. Portanto, o valor obtido não representa a resistência da camada aspergida.

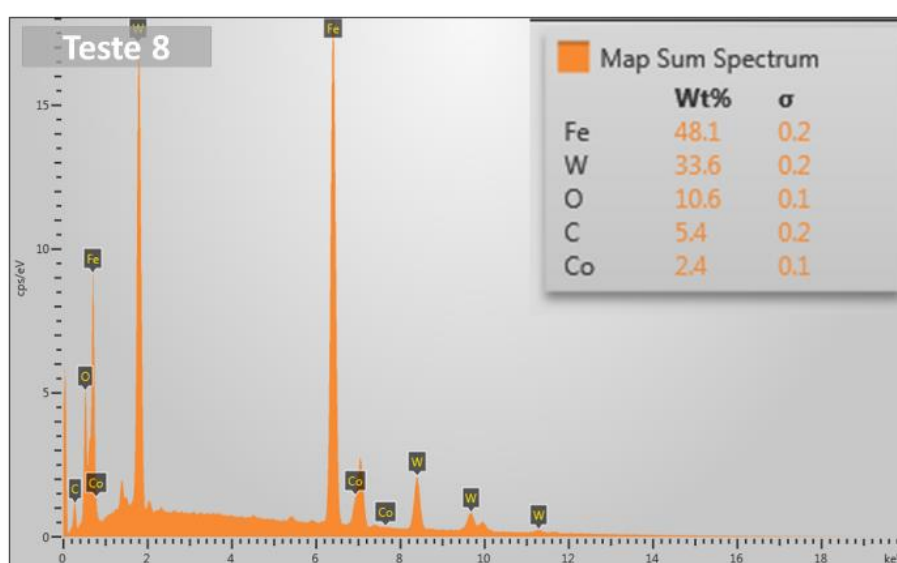
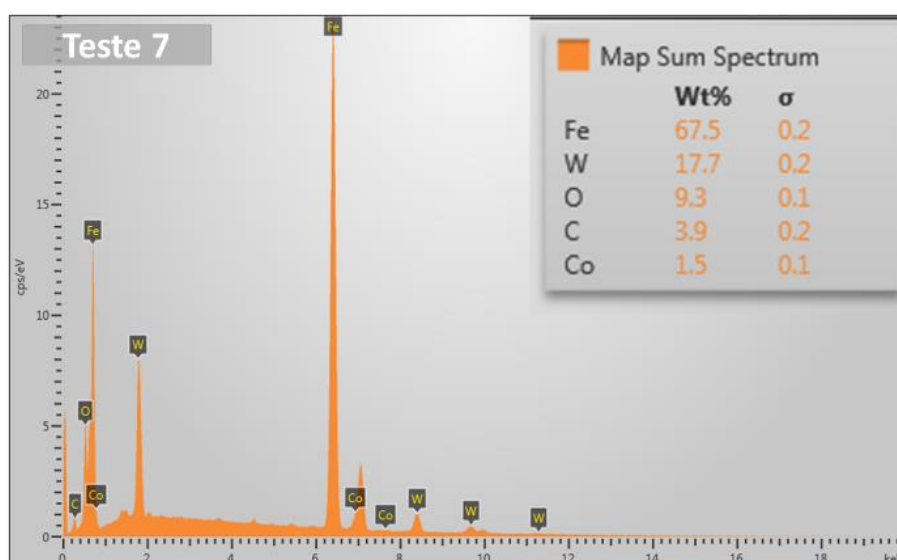
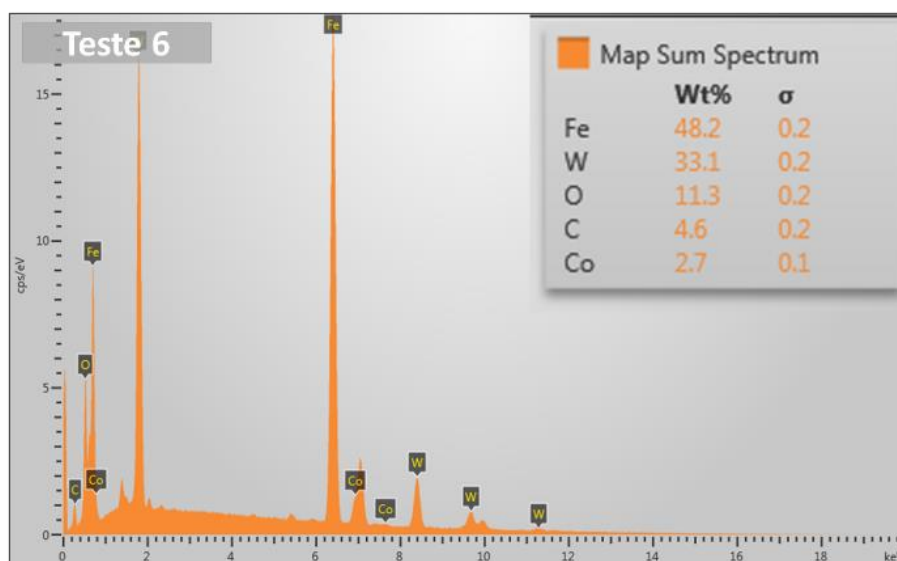
ANEXO IV: CARACTERIZAÇÕES GERAL DE COMPOSIÇÃO QUÍMICA POR EDS.

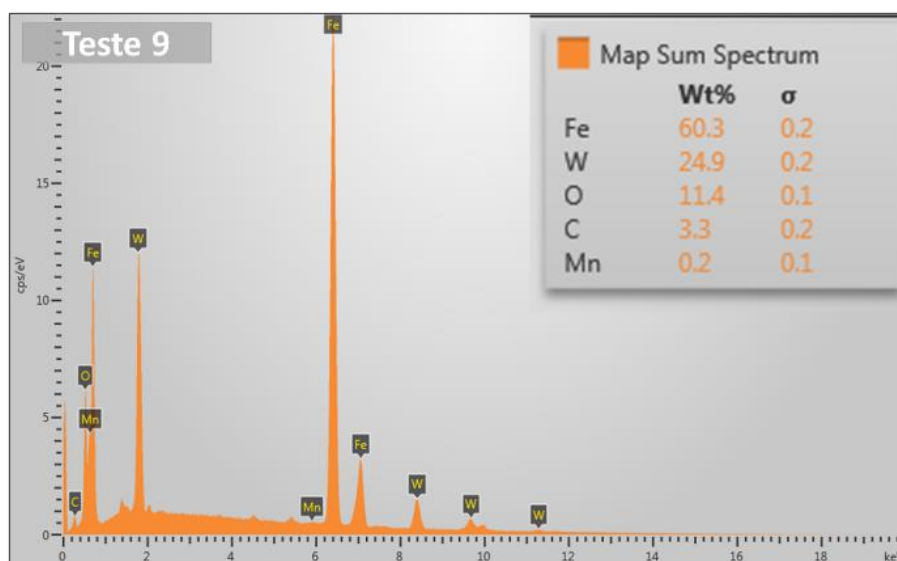
Nesta seção são apresentados os espectros de EDS das análises gerais de composição química, feitas sobre regiões que represente todo o revestimento, para os testes 1 à 9.

FIGURA 109 - ESPECTROS DE EDS DOS REVESTIMENTOS DOS TESTES 1 À 9.







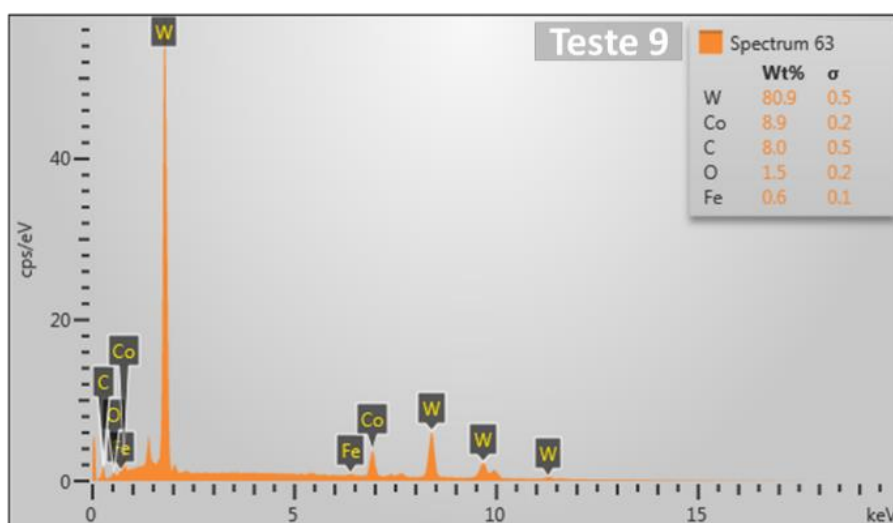
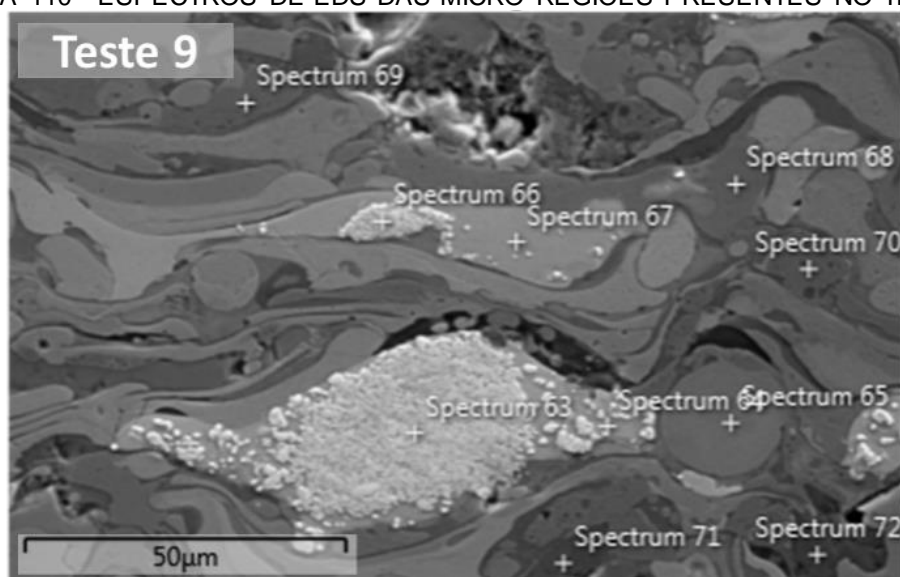


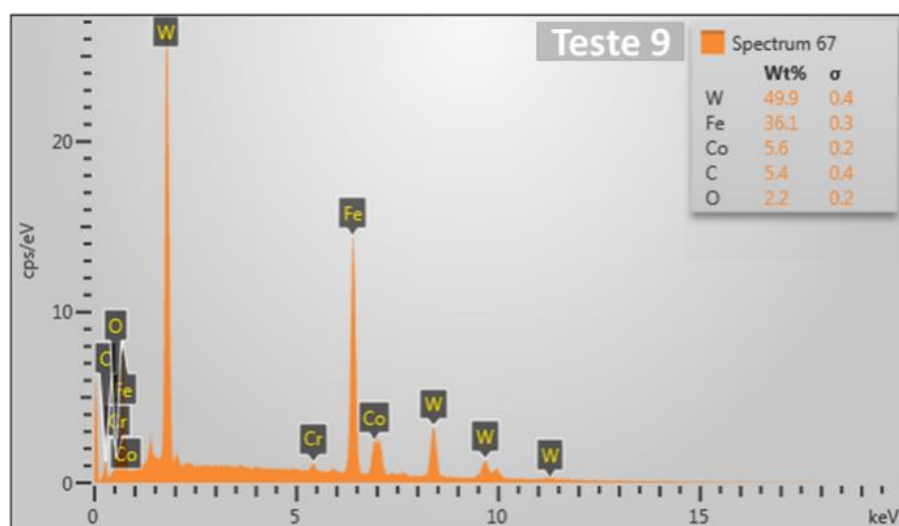
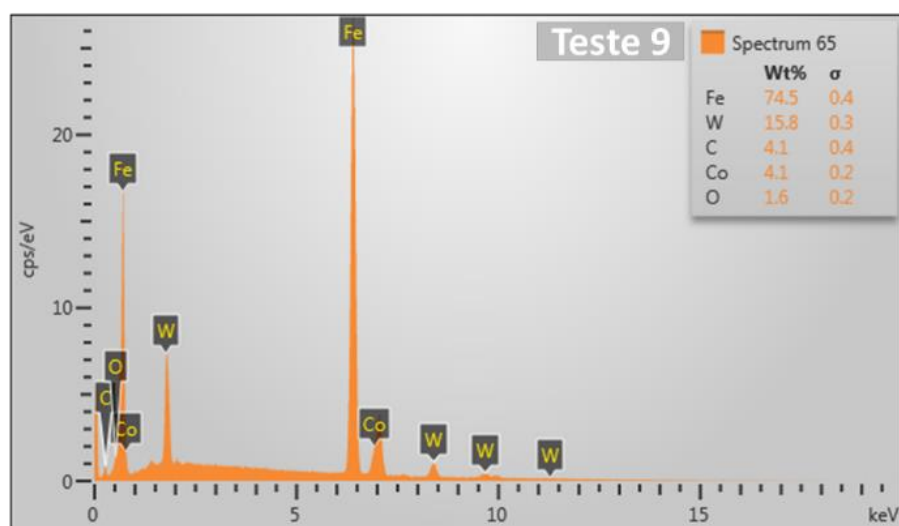
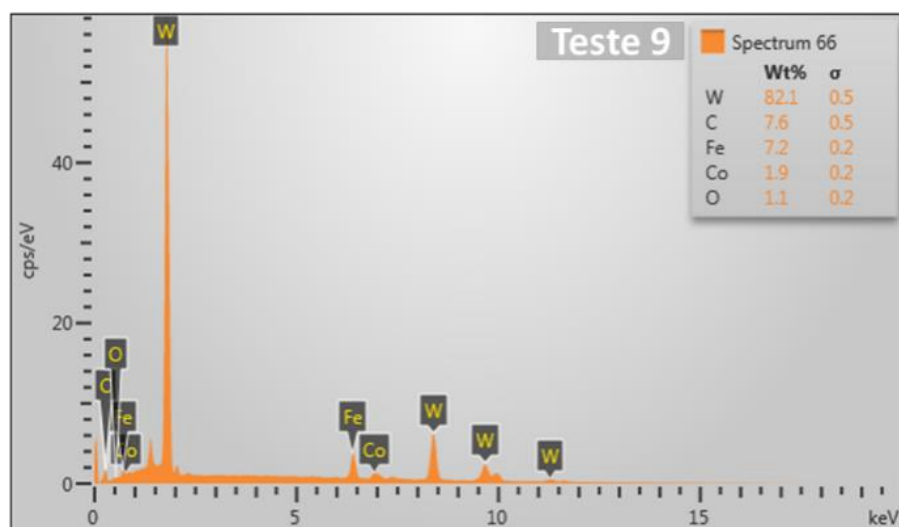
FONTE: O autor (2016).

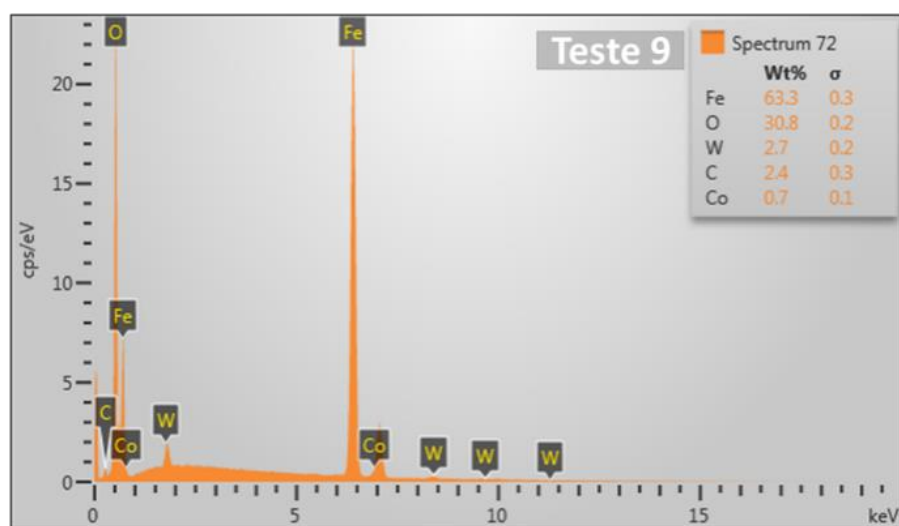
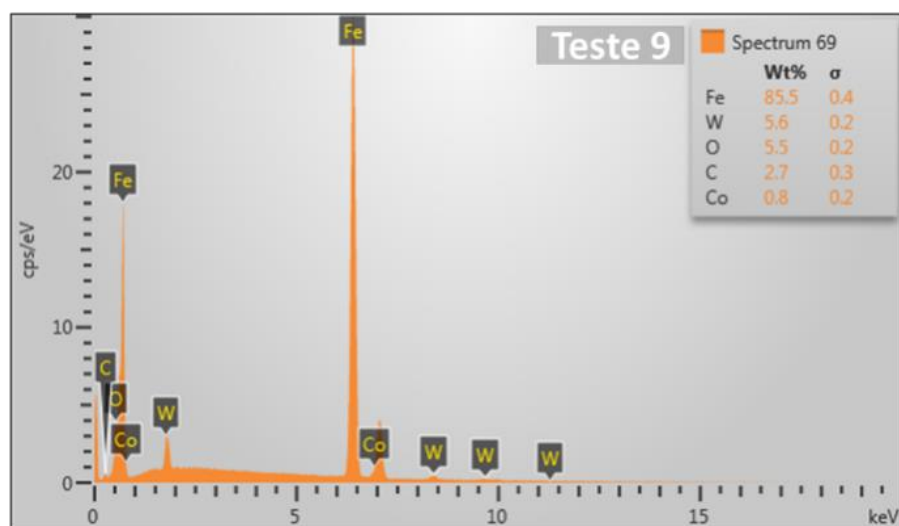
ANEXO V: CARACTERIZAÇÕES PONTUAL DE COMPOSIÇÃO POR EDS.

Nesta seção são apresentados os espectros de EDS das análises pontuais do Teste 9, que caracterizam a composição química característica de cada micro região dos revestimentos, como diferentes tipos de lamelas, óxidos e carbonetos de tungstênio.

FIGURA 110 - ESPECTROS DE EDS DAS MICRO REGIÕES PRESENTES NO TESTE 9.



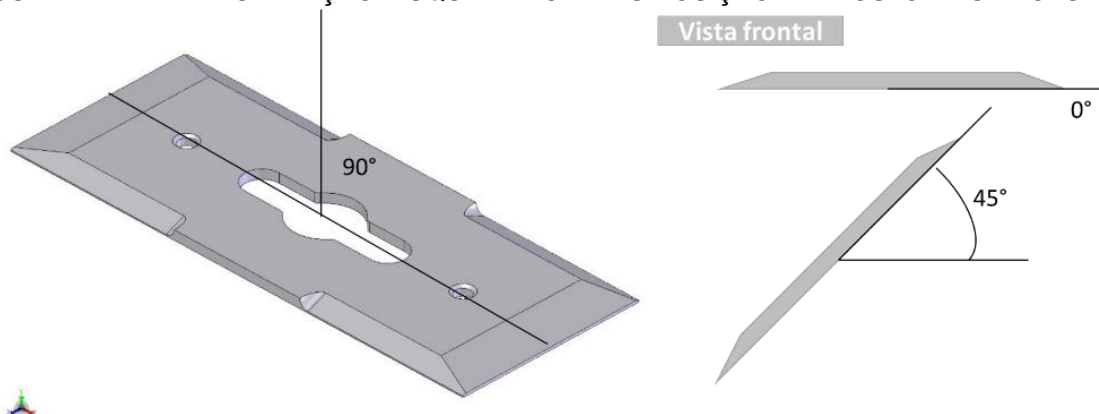




ANEXO VI: ENSAIO DE ABRASÃO COM IMPACTO NOS ÂNGULOS DE 30° e 45°

O objetivo deste teste foi analisar a influência da variação do ângulo de impacto de partículas na morfologia do desgaste de abrasão com impacto em uma faca de colheitadeira com intenção de aproximar o ensaio ao mecanismo real de desgaste. Na Figura 111 é mostrado esquematicamente o posicionamento dos ângulos das facas.

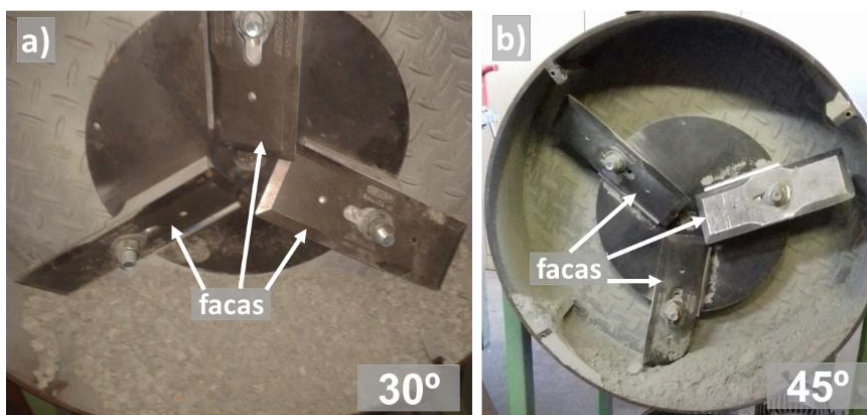
FIGURA 111 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMATICA DAS POSIÇÃO EM AGULO DAS FACAS



FONTE: O autor (2016).

A Figura 112 mostra em detalhes o posicionamento das facas no máquina do teste de desgaste por abrasão com impacto, a mudança de ângulo foi obtida pela troca do porta amostras fixado no disco interno.

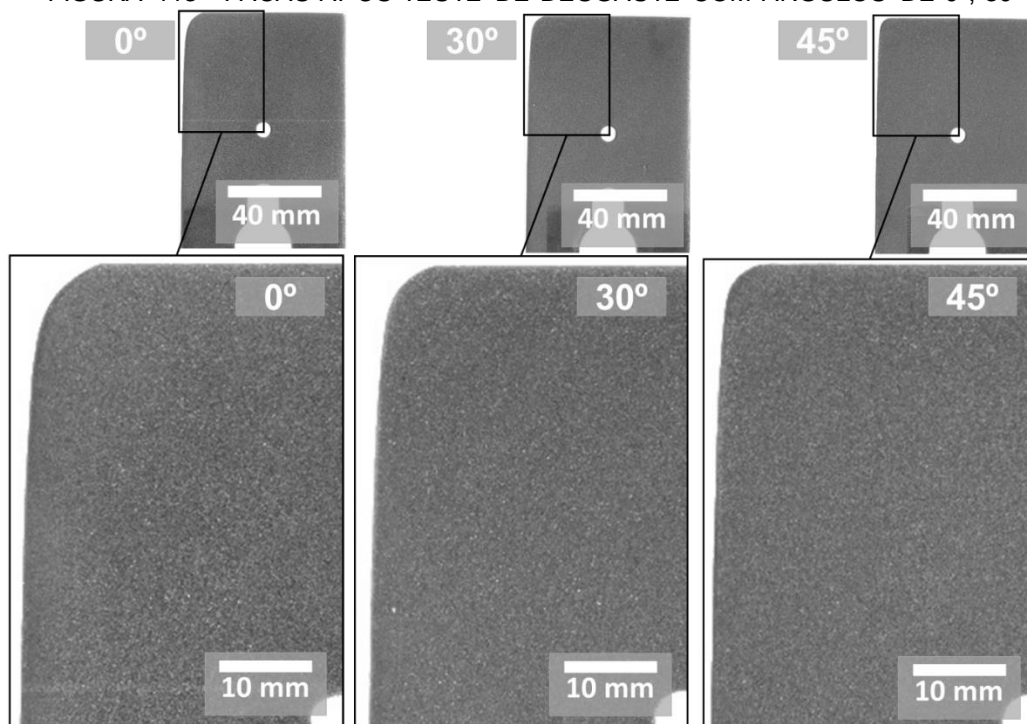
FIGURA 112 - DETALHES DE POSICIONAMENTO DAS FACAS NOS ANGULOS DE 30° E 45°



FONTE: O autor (2016).

A Figura 113 mostra em detalhes a área desgastada após 30 minutos de ensaio de facas novas para os ângulos de 0° , 30° e 45° . Nestas pode ser visto que a maior área desgastada foi para o ângulo de 0° , reduzindo conforme aumenta-se o ângulo.

FIGURA 113 - FACAS APÓS TESTE DE DESGASTE COM ÂNGULOS DE 0° , 30° E 45°



FONTE: O autor (2016).

Os ângulos de 30° e 45° também apresentaram um desgaste na face inferior das facas, tornando a espessura da borda de ataque reduzida gradualmente em relação a borda oposta, tornando complicado realizar comparações entre estas análises.

Portanto, o ângulo de zero graus (0°) foi adotado para o estudo de desgaste com impacto de baixo ângulo, pois se mostrou significativamente mais susceptível ao desgaste na aresta de corte, bem como facilitando a interpretação dos resultados, tendo em vista que não houve desgaste significativo na face inferior da faca.

Na escolha do ângulo de zero graus (0°) levou-se em consideração também que esta posição representa a condição real deste tipo de facas no sistema de corte de base da colhedora de cana de açúcar.